

ERON MARCOS DO PRADO

Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo

CURITIBA

2004

ERON MARCOS DO PRADO

Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e MIG Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo

Dissertação apresentada ao Programa de pós-graduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná para obtenção do grau de Mestre em Engenharia

Orientador: Eng. Prof. Dr. PAULO CÉSAR OKIMOTO

CURITIBA

2004

TERMO DE APROVAÇÃO

ERON MARCOS DO PRADO

Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e MIG Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná

Banca Examinadora

Prof. Dr. Ing. Augusto José de Almeida Buschinelli
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dra. Ana Sofia C. M. D'Oliveira
Universidade Federal do Paraná

Prof. Dr. Paulo César Okimoto
Universidade Federal do Paraná

Curitiba, outubro 2004

À minha família.

AGRADECIMENTOS

- Ao orientador Professor Paulo César Okimoto, agradecimento distinto, por seu empenho e dedicação, pelo apoio e pela amizade dispensados na elaboração da Dissertação, e durante todo o processo que a precedeu.
 - Ao Programa de Pós Graduação de Engenharia Mecânica (PG-Mec), Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, nas pessoas de seus Professores do Departamento de Engenharia Mecânica, funcionários e Coordenador do Mestrado.
 - Ao Professor Ramón Sigifredo Cortés Paredes por todo o apoio emprestado.
 - Aos amigos e colegas de mestrado que em muito contribuíram, propiciando a aquisição de conhecimentos diversos pela freqüentação contínua, e troca de experiências e informações.
 - Aos distintos amigos Ricardo, Daniele, Branco e Venício por sua amizade desinteressada, e colaboração preeminente que proporcionaram.
 - À Professora Ana Sofia Climaco Monteiro D'Oliveira pelos conhecimentos oferecidos nas disciplinas que ministrou e pela autorização para uso do Laboratório de Materiais.
 - . Ao Prof. Américo da UFU-MG, pela maneira deferente com que me recebeu. Muito grato, pela orientação pertinente dispensada durante as investigações diligenciadas.
 - . Ao amigo Herbert Robert, que com distinta abnegação, se propôs a acompanhar toda a realização dos experimentos.
 - . Ao Márcio, que na Secretaria do PG-Mec, que sempre se mostrou solícito e prestativo, assistindo em tudo que se apresentava a seu alcance.
 - . Ao colega Guaraci, por viabilizar a execução dos ensaios Charpy, e por sua amizade.
- A todos quantos de alguma maneira colaboraram para a consecução desta empreitada.

O que é, exatamente tal como é, não vai ficar como está.
Brecht

SUMÁRIO:

Pág.

ROL DE FIGURAS.....	ix
ROL DE TABELAS.....	xii
RESUMO.....	xiv
ABSTRACT.....	xv
1-. INTRODUÇÃO.....	13
2-. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1- O AÇO CA6NM E SUAS PROPRIEDADES.....	16
2.2-. DANOS APRECIADOS EM TURBINAS HIDRÁULICAS	
ESTUDOS ENVOLVENDO O AÇO CA 6NM.....	21
2.3-. MIG PULSADO.....	30
2.4-. AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA E A INFLUÊNCIA DO	
PROCESSO DE SOLDAGEM.....	36
3-. MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
3.1-. ESTUDOS COM MIG/MAG CONVENCIONAL.....	45
3.1.1-. MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PARÂMETROS UTILIZADOS.....	45
3.1.2-. ANÁLISES E ENSAIOS REALIZADOS.....	47
3.2-. ESTUDOS COM MIG PULSADO.....	48
3.2.1-. DETERMINAÇÃO DE PARÂMETROS PROCESSO MIG PULSADO.....	48
3.2.2-. ANÁLISE DO FORMATO DO CORDÃO DE SOLDA E FORMAÇÃO DE	
INCLUSÕES NO PROCESSO MIG PULSADO.....	53
3.2.3-. ENSAIOS CHARPY AMOSTRAS SOLDADAS EM MIG PULSADO	55
4-. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	58
4.1-. MIG CONVENCIONAL.....	58
4.2-. MIG PULSADO.....	65
4.2.1-. DETERMINAÇÃO DAS CONDIÇÕES UMA GOTA POR PULSO.....	65
4.2.2-. ESTUDO DO PERFIL DO CORDÃO DE SOLDA OBTIDO COM UMA GOTA	
POR PULSO (UGPP).....	70

4.2.3 – ANÁLISE DA TENACIDADE DO METAL DE SOLDA NO ESTADO COMO SOLDADO.....	79
5.- CONCLUSÕES.....	87
6.- SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	89
BIBLIOGRAFIA.....	90

ROL DE FIGURAS

PÁG.

FIGURA 01 – DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DO AÇO CA6NM.....	17
FIGURA 2 : PORCENTUAL DE AUSTENITA FORMADA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE REVENIDO.....	18
FIGURA 3 : PROPRIEDADES MECÂNICAS CA6NM TEMPERADO E REVENIDO, FUNÇÃO DA TEMPERATURA REVENIMENTO.....	19
FIGURA 4 : VARIAÇÃO DO COMPRIMENTO DURANTE O RESFRIAMENTO DE BARRAS DO AÇO CA6NM TEMPERADO E REVENIDO A VÁRIAS TEMPERATURAS.....	20
FIGURA 5 : FOTO DE UMA TRINCA EM TURBINA TIPO FRANCIS.....	21
FIGURA 6 : REGIÃO CAVITADA DE PÁ DE TURBINA FRANCIS.....	22
FIGURA 7 : DUREZA MÁXIMA DO METAL DE SOLDA NA CONDIÇÃO COMO SOLDADO EM FUNÇÃO DO TEOR DE C.....	29
FIGURA 8 : CICLO DE IMPOSIÇÃO DE CORRENTE NO MIG PULSADO....	31
FIGURA 9 ÁREA DELIMITADA POR FUNÇÕES HIPERBÓLICAS, ONDE OCORRE A FORMAÇÃO DE UMA GOTA POR PULSO.....	32
FIGURA 10 : CONSUMO FUNÇÃO DA CORRENTE MÉDIA PARA 4 COMBINAÇÕES ARAME/GÁS DE PROTEÇÃO.....	34
FIGURA 11 : CONJUNTO DE AQUISIÇÃO DE SINAIS LUMINOSOS.....	35
FIGURA 12 : SENSOR ÓTICO	35
FIGURA 13 : CONTEÚDO MEDIDO DE OXIGÊNIO NAS GOTAS EM TRANSFERÊNCIA E NO METAL DE SOLDA EM SOLDA MULTICAMADAS VERSUS POTENCIAL DE OXIGÊNIO DO GAS DE PROTEÇÃO MISTURAS: A) AR-O2; B) AR-CO2.....	39
FIGURA 14 : RELAÇÃO ENTRE CONTEÚDO DE C NO METAL DE SOLDA E ARAME, PARA GASES DE PROTEÇÃO COM CO2.....	40
FIGURA 15 : CONTEÚDO MEDIDO DE SI NAS GOTAS EM TRANSFERÊNCIA E NO METAL DE SOLDA EM SOLDAGEM MULTICAMADAS VERSUS POTENCIAL DE OXIGÊNIO DO GÁS DE PROTEÇÃO: a) MISTURA AR-O2; b) MISTURA AR-CO2.....	41

FIGURA 16 : VARIAÇÃO DA DEFORMAÇÃO VERDADEIRA PARA FRATURA EM FUNÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE INCLUSÕES.....	43
FIGURA 17 : CORRELAÇÃO ENTRE ENERGIA ABSORVIDA NO ENSAIO CHARPY E O TEOR DE OXIGÊNIO PRESENTE NO METAL DE SOLDA DE AÇO CARBONO.....	44
FIGURA 18 : REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO CORPO DE PROVA, MOSTRANDO AS CAMADAS DEPOSITADAS.....	46
FIGURA 19 : MACROGRAFIA UTILIZADA PARA AVALIAR PERFIL DE CORDÕES, OBTIDO PELO PROCESSO MIG PULSADO.....	54
FIGURA 20 : REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA JUNTA SOLDADA PELO PROCESSO MIG PULSADO, PARA OBTENÇÃO DE CORPO DE PROVA CHARPY.....	56
FIGURA 21 : METALOGRAFIA DO METAL DE SOLDA DO ARAME ER 410 NIMO SOLDADO COM CO ₂ PURO. ATAQUE – VILLELA.....	59
FIGURA 22 : MEDIDAS DE DUREZA AO LONGO DE CORDÕES DE SOLDA ARAME E410NIMO SOLDADO EM MIG CONVENCIONAL.....	61
FIGURA 23 : INCLUSÕES NO METAL DE SOLDA DO ARAME E410NIMO SOLDADO COM : A) MISTURA AR -8% CO ₂ ; B) MISTURA AR-20% CO ₂ ; C) CO ₂ PURO.....	62
FIGURA 24 : ESPECTROS DO EDAX DA MATRIZ E DAS INCLUSÕES DO METAL DE SOLDA ARAME E410NIMO SOLDADO EM MIG CONVENCIONAL.....	64
FIGURA 25 : GRÁFICO DE LUMINOSIDADE OBTIDO PELO SISTEMA ÓTICO NA CONDIÇÃO DE UGPP PARA MISTURA AR-4%CO ₂ , DG = 1,2MM, VAR = 5M/MIN.....	66
FIGURA 26 : GRÁFICO DE LUMINOSIDADE OBTIDO PELO SISTEMA ÓTICO NA CONDIÇÃO DE UGPP PARA MISTURA AR-4%CO ₂ , DG = 1,4MM, VAR = 3M/MIN.....	66
FIGURA 27 : GRÁFICO DE LUMINOSIDADE OBTIDO PELO SISTEMA ÓTICO NA CONDIÇÃO DE -UGPP PARA MISTURA AR-4%CO ₂ , DG = 1,4MM, VAR = 3M/MIN.....	67

FIGURA 28 : GRÁFICO DE LUMINOSIDADE OBTIDO PELO SISTEMA ÓTICO NA CONDIÇÃO DE +UGPP PARA MISTURA AR-4%CO ₂ , DG = 1,4MM, VAR = 3M/MIN.....	67
FIGURA 29 : GRÁFICO DE LUMINOSIDADE OBTIDO PELO SISTEMA ÓTICO COM TRANSFERÊNCIA IRREGULAR PARA MISTURA AR-4%CO ₂ , D _G = 1,4 MM, V _{AR} = 5M/MIN.....	68
FIGURA 30 : MACROGRAFIAS DOS CORDÕES DE SOLDA EM SIMPLES DEPOSIÇÃO OBTIDOS POR MIG PULSADO (UGPP) PARA O GÁS DE PROTEÇÃO AR-18%HE-1%CO ₂	71
FIGURA 31 : MACROGRAFIAS DOS CORDÕES DE SOLDA EM SIMPLES DEPOSIÇÃO OBTIDOS POR MIG PULSADO (UGPP) PARA O GÁS DE PROTEÇÃO AR-4%CO ₂	72
FIGURA 32 : METALOGRAFIA MOSTRANDO AS INCLUSÕES NA AMOSTRA SOLDADA COM MISTURA AR-18%HE-1%CO ₂ , COM DG=1,2MM E VAR DE 5,4 E 3 M/MIN.....	75
FIGURA 33 : METALOGRAFIA MOSTRANDO AS INCLUSÕES NA AMOSTRA SOLDADA COM MISTURA AR-18%HE-1%CO ₂ , COM DG=1,4MM E VAR DE 5,4 E 3 M/MIN.....	76
FIGURA 34 : METALOGRAFIA MOSTRANDO AS INCLUSÕES NA AMOSTRA SOLDADA COM MISTURA AR-4%CO ₂ , COM DG=1,2MM E VAR DE 5,4 E 3 M/MIN.....	77
FIGURA 35 : METALOGRAFIA MOSTRANDO AS INCLUSÕES NA AMOSTRA SOLDADA COM MISTURA AR-4%CO ₂ , COM DG=1,4MM E VAR DE 5,4 E 3 M/MIN.....	78
FIGURA 36 : VALORES DO ENSAIO CHARPY, TEMPERATURA AMBIENTE, DO METAL DE SOLDA DO ARAME ER410NiMo OBTIDO POR MIG PULSADO.....	79
FIGURA 37 : MICRODUREZA VICKERS DO METAL DE SOLDA DO ARAME ER410NiMo OBTIDO POR MIG PULSADO.....	81
FIGURA 38 : MICROESTRUTURAS DO METAL DE SOLDA NA CONDIÇÃO COMO SOLDADO UTILIZANDO O GÁS DE PROTEÇÃO AR-18%HE- 1%CO ₂	83

ROL DE TABELAS

Pág.

TABELA 1 : COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	16
TABELA 2 : PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	16
TABELA 3 : - PROPRIEDADES MECÂNICAS E TEOR DE C DO METAL DE SOLDA OBTIDOS COM O ARAME ER410NIMO.....	27
TABELA 4 : RESUMO DE CARACTERÍSTICAS DAS INCLUSÕES OBSERVADAS EM AÇOS.....	42
TABELA 5 : COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL BASE, % EM MASSA, UTILIZADA NA SOLDAGEM MIG/MAG CONVENCIONAL.....	45
TABELA 6 : COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS ARAMES EMPREGADOS NA SOLDAGEM COM MIG/MAG CONVENCIONAL.....	46
TABELA 7 : PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NA SOLDAGEM COM PROCESSO MIG/MAG CONVENCIONAL.....	47
TABELA 8 : COMPOSIÇÃO QUÍMICA PESO DO ARAME MACIÇO ER410 NIMO, APLICADO NOS ENSAIOS COM MIG PULSADO.....	49
TABELA 9: PERÍODO E FREQUÊNCIA DE TRANSFERÊNCIA DE GOTAS NOS EXPERIMENTOS EM MIG PULSADO.....	49
TABELA 10 : CORRENTE MÉDIA USADA PARA CADA VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO DO ARAME EM TESTES EM MIG PULSADO..	50
TABELA 11 : PARÂMETROS UTILIZADOS NA DETERMINAÇÃO DA CONDIÇÃO DE UGPP.....	52
TABELA 12 : VELOCIDADES DO ARAME E SOLDAGEM USADAS PARA COTEJO DE PERFIL DE CORDÃO EM MIG PULSADO.....	53
TABELA 13 : CONDIÇÕES E PARÂMETROS USADOS NA SOLDA MIGP NA OBTENÇÃO DE CORPOS DE PROVA CHARPY.....	57
TABELA 14 : ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA EM MIG CONVENCIONAL– 4 ^A CAMADA - [% EM MASSA].....	58
TABELA 15 : FRAÇÃO VOLUMÉTRICA, TAMANHO MÉDIO DE INCLUSÕES OBSERVADOS NO METAL DE SOLDA DO ARAME ER410NI MO FUNÇÃO DO GÁS DE PROTEÇÃO.....	63
TABELA 16: CONDIÇÕES INICIAIS EM SOLDAGEM MIG PULSADO QUE RESULTANDO EM UGPP.....	69

TABELA 17 : DILUIÇÃO [%] DOS CORDÕES DEPOSITADOS POR MIG PULSADO EM UGPP.....	70
TABELA 18 : RELAÇÃO R/L COMO MEDIDA DE MOLHABILIDADE POR MIG PULSADO EM UGPP.....	70
TABELA 19 : COMPARATIVO DE TENACIDADE DO METAL DE SOLDADA NA CONDIÇÃO COMO SOLDADO.....	80
TABELA 20 : FRAÇÃO VOLUMÉTRICA E DIÂMETO MÉDIO DAS INCLUSÕES OBSERVADAS NO METAL DE SOLDADA OBTIDO PELO PROCESSO MIG PULSADO.....	85

RESUMO

A fabricação de turbinas hidráulicas é realizada através de fundição de diversas partes, seguidas de soldagem para a montagem do equipamento. Quando em funcionamento, as turbinas hidráulicas sofrem danos tais como cavitação e aparecimento de trincas nas regiões de alta sollicitação mecânica. É portanto, fundamental, desenvolver técnicas de soldagem para realizar estes reparos, que promovam a formação de juntas soldadas com boas propriedades mecânicas. O presente trabalho busca avaliar como as variáveis do processo MIG/MAG Convencional e Pulsado afetam as propriedades mecânicas e microestruturais do metal de solda, para o arame ER410NiMo utilizado na fabricação de turbinas hidráulicas fabricadas com o aço fundido CA6NM. Os resultados mostram que as propriedades mecânicas dependem das variáveis analisadas, com destaque para o tipo de gás de proteção, condições de transferência metálica utilizadas e a microestrutura do metal de solda.

ABSTRAT

The hydraulic turbine are made by the casting of several parts, wich have to be assembled by welding. As hydraulic turbine blades are in operation, areas exposed to more severe mechanical efforts exhibit cavitation erosion and cracking. Thus, it is important to improve welding techniques to effect such repairs, that result in welded joints with good mechanical properties. This research work intends to appreciate how the Pulsed and Conventional MIG/MAG variables affect the mechanical and microstructural properties of the weld metal, for a wire ER410NiMo, used in the manufacture of hydraulic turbines with casting steel CA6NM. The results show that the mechanical properties are dependent on the analized variables, such as the type of gas protection, the used conditions of the metalic transfer and the microstructure of the weld metal.

1. INTRODUÇÃO

O Brasil tem seu modelo energético baseado em hidroelétricas, responsáveis por mais de 90% da energia elétrica consumida no país. Diante deste quadro, é de fundamental importância garantir seu bom funcionamento, através de uma adequada manutenção.

Dentre os vários equipamentos que compõem uma hidroelétrica, as turbinas hidráulicas merecem destaque, pois são uns dos elementos responsáveis pela geração da energia. São, portanto, equipamentos que devem ser regularmente vistoriados e devidamente reparados, para evitar falhas que ocasionem paradas longas, o que causaria enormes prejuízos à economia nacional.

Turbinas hidráulicas podem apresentar diversos problemas, porém, dois deles são mais comuns e considerados críticos. Devido ao seu modo de funcionamento, as turbinas hidráulicas estão sujeitas à erosão por cavitação e ao trincamento em regiões de alta concentração de tensões. Tanto a cavitação quanto as trincas que ocorrem nas turbinas devem ser reparadas, para evitar uma falha que poderia danificá-las ou mesmo inutilizá-las.

A fabricação de uma turbina hidráulica envolve a fundição de partes da mesma, que são soldadas para a sua montagem. Existem turbinas fabricadas em diversos materiais, sendo as mais comuns fabricadas em aço baixo carbono revestidas com aço inoxidável, existindo também turbinas confeccionadas totalmente em aço inoxidável.

O desenvolvimento de materiais mais adequados a este tipo de equipamento vem ocorrendo há décadas, sendo que nos anos 80 e 90 as turbinas hidráulicas passaram a ser fabricadas, também, com o aço CA6NM, aço este classificado pela ASTM como um aço inoxidável martensítico macio. Este material possui propriedades mecânicas adequadas ao tipo de solicitação imposta às turbinas, sendo atualmente o mais largamente utilizado na fabricação deste tipo de equipamento. Outra característica interessante do aço CA6NM é seu baixo teor de C, que melhora significativamente a soldabilidade, pois a martensita é de dureza inferior e superior tenacidade.

Na etapa de fabricação, as turbinas construídas com o aço CA6NM sofrem um tratamento térmico de têmpera e revenido, que confere uma excepcional

tenacidade. Infelizmente esta condição de tratamento térmico não pode ser repetida durante um reparo por soldagem, devido à dificuldade do aquecimento de pequenas regiões da turbina.

Interessados em estudar a soldabilidade do aço CA6NM, HENKE (1998) e PEREIRA (2000) desenvolveram estudos visando obter procedimentos de soldagem sem tratamento térmico posterior (TTP) aplicado a este aço. Trabalhando com eletrodos revestidos e com arames sólidos e tubulares no processo MIG/MAG, obtiveram resultados relevantes, mas observaram que a tenacidade do metal de solda era baixa e dependia de sua dureza e da presença de inclusões.

Outro fator a ser avaliado no reparo de turbinas hidráulicas, está associado à geração de tensões residuais devido à recuperação por soldagem. Considerando o fato do reparo por soldagem adicionar à turbina uma grande quantidade de material, é natural que tensões residuais apareçam devido ao ciclo térmico imposto ao material base e à contração do metal depositado. Estas tensões se acumulam ao longo de sucessivos reparos, propiciando o risco de falhas estruturais mais graves e de maior extensão. Daí a importância da redução do número de reparos por solda, com o fito de prolongar a vida útil do equipamento e diminuir as horas improdutivas.

Dados obtidos, junto à Companhia Paranaense de Eletricidade - COPEL, mostram que a ocorrência de trincas em turbinas se manifesta em regiões de engastamento, devido às tensões de trabalho do equipamento. Infelizmente, depois de reparadas por solda, estas regiões tendem a trincar novamente, após algum tempo em operação. Este fato é aceitável, haja vista, a soldagem implicar em aumento das tensões residuais que, somadas às tensões de trabalho, acarretam a reincidência do problema.

Uma forma de reduzir o número de reparos é depositar um material que tenha considerável tenacidade. Sendo esta propriedade dependente da presença de inclusões, buscou-se desenvolver estudos que, permitissem avaliar a influência do procedimento de soldagem na tenacidade do metal de solda de um arame de composição similar ao do aço CA6NM. Com este intento, optou-se por utilizar o processo de soldagem MIG/MAG, em suas variantes convencional e pulsada, os quais permitem regular a corrente média, o tamanho das gotas e sua frequência de deposição, variáveis que podem afetar a formação de inclusões.

Assim, de modo abrangente se analisa a influência das variáveis dos processos MIG convencional e MIG Pulsado na tenacidade do metal de solda de composição similar ao do aço CA6NM.

Como objetivos específicos, buscou-se:

- a) apreciar o emprego do processo MIG Pulsado no reparo de turbinas;
- b) analisar a influência das inclusões na tenacidade do metal de solda;
- c) observar a condição de uma gota por pulso (UGPP) para o arame utilizado.

2.- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - O aço CA6NM e suas propriedades

Os aços inoxidáveis martensíticos, tal como o aço AISI 410, foram largamente utilizados na fabricação de turbinas hidráulicas, devido à sua elevada resistência mecânica. Infelizmente estes aços apresentam tenacidade limitada e baixa soldabilidade, função da elevada temperabilidade, e elevado teor de carbono, dificultando a soldagem.

Na década de 50 começaram a ser desenvolvidos, na Suíça, os aços denominados Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (NIEDERAU, 1977). Aços estes que receberam tal denominação em virtude do baixo teor de C, promovendo a formação de uma martensita de dureza inferior. Este fato reduz o risco de fissuração a frio, facilitando sobre maneira a soldagem.

O CA6NM é um aço inoxidável martensítico macio fundido, classificado pelo Alloy Casting Institute como um aço resistente à corrosão, com adição de Ni e Mo. A adição de níquel visa inibir a formação de ferrita , com suas deficiências. O molibdênio é acrescentado para incrementar a resistência à corrosão e melhorar o comportamento quanto à temperabilidade. A Norma ASTM A 743-93 (1993) identifica o aço CA6NM como uma liga com composição química conforme a tabela 1 a seguir. Propriedades mecânicas (para um aço temperado e revenido 550 e 620 °C) de conformidade com a tabela 2.

Tabela 1: Composição Química

Elemento	Porcentagem em peso
Carbono	0,08
Manganês	1,00
Silício	1,00
Enxofre	0,03
Fósforo	0,04
Cromo	11,50 - 14,00
Níquel	3,50 - 4,50
Molibdênio	0,40 - 1,00

Tabela 2 : Propriedades Mecânicas

Resistência à Tração (MPa)	$\sigma_{escoamento}$ (MPa)	Alongamento (%)
775	550	15

Os parâmetros de tratamento térmico permitem antecipar o comportamento, relativamente, às suas propriedades, como dureza máxima ou baixo coeficiente de expansão, entre outras (CRAWFORD, 1974).

A figura 1 é a representação do diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo do aço CA6NM. Este diagrama exibe curvas diversas representando o início de transformações de seus constituintes. Estas informações permitem a antecipação das microestruturas que podem ocorrer com determinada taxa de resfriamento.

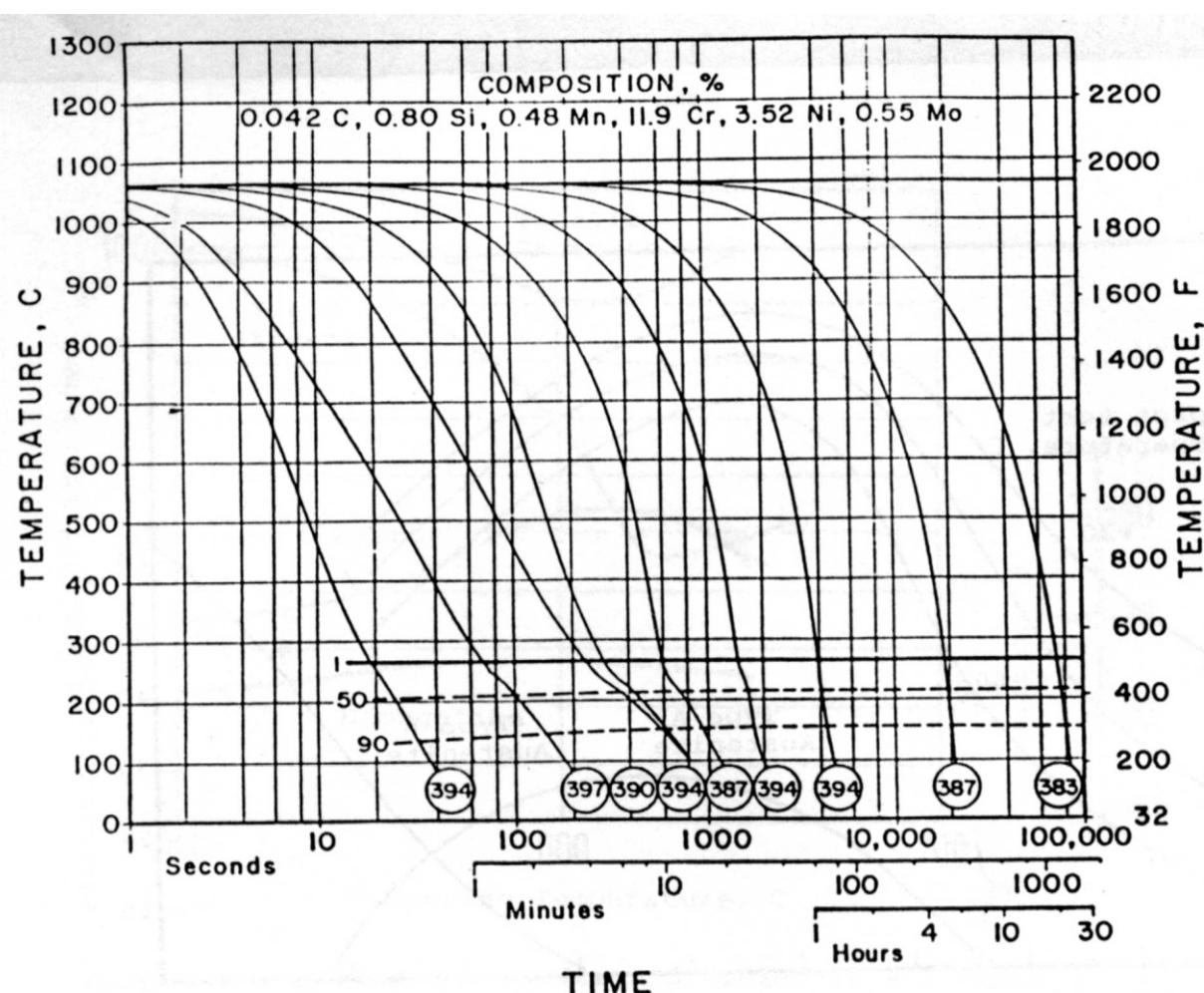


Figura 1: Diagrama de transformação de resfriamento contínuo do aço CA6NM (CRAWFORD 1974)

É possível apreciar, neste gráfico que, para tempos de resfriamento como 100.000s não acontecem transformações outras, apenas a martensita,

manifestando sua alta temperabilidade. Conseqüentemente, estruturas em CA 6NM, com diâmetro acima de 1.000mm, podem ser resfriadas ao ar, e apresentar estrutura totalmente martensítica.

O revenimento tem um papel decisivo para garantir uma boa tenacidade. Esta tenacidade depende da formação da martensita revenida e de uma austenita finamente distribuída e estável que se forma entre 550 e 600 C (esta austenita não se transforma em martensita no resfriamento).

A figura 2 mostra o percentual de austenita formada, em função da temperatura de revenimento. A austenita começa a se formar a aproximadamente 550 C, e aumenta progressivamente com a temperatura. Dependendo da temperatura de revenimento, a austenita formada pode ou não ser estável, afetando significativamente as propriedades mecânicas.

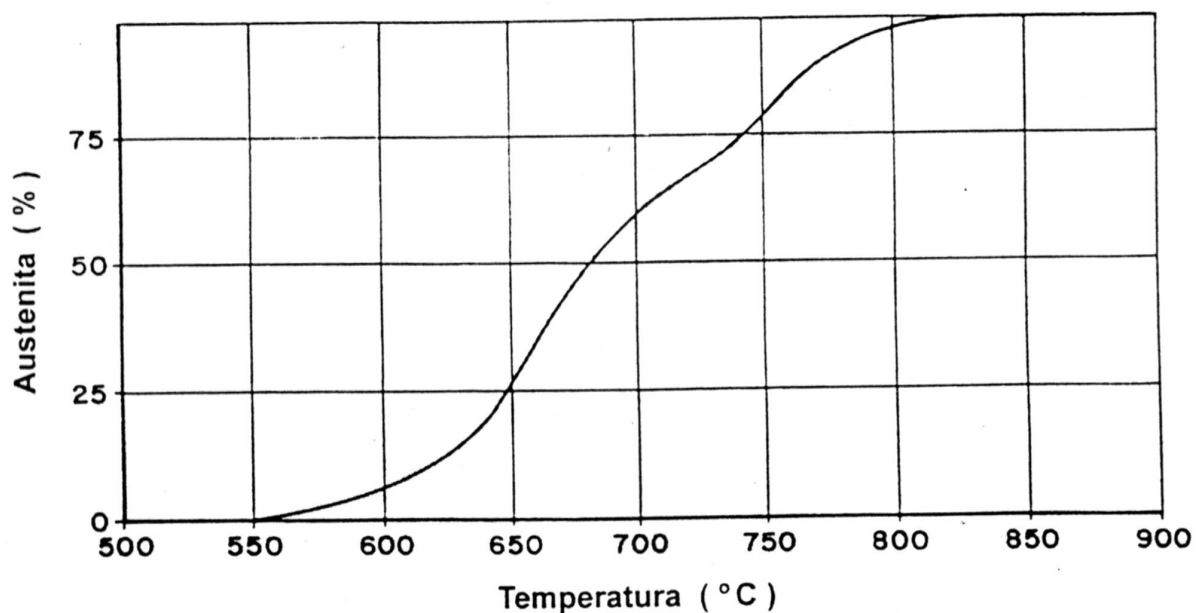


Figura 2: Porcentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA6NM temperado (NIEDERAU, 1977)

A influência da temperatura de revenimento, nas propriedades mecânicas do aço CA6NM temperado e revenido, pode ser vista figura 3. A tenacidade deste material passa a aumentar a partir de aproximadamente 570 C, elevando-se até atingir um máximo a aproximadamente 615 C.

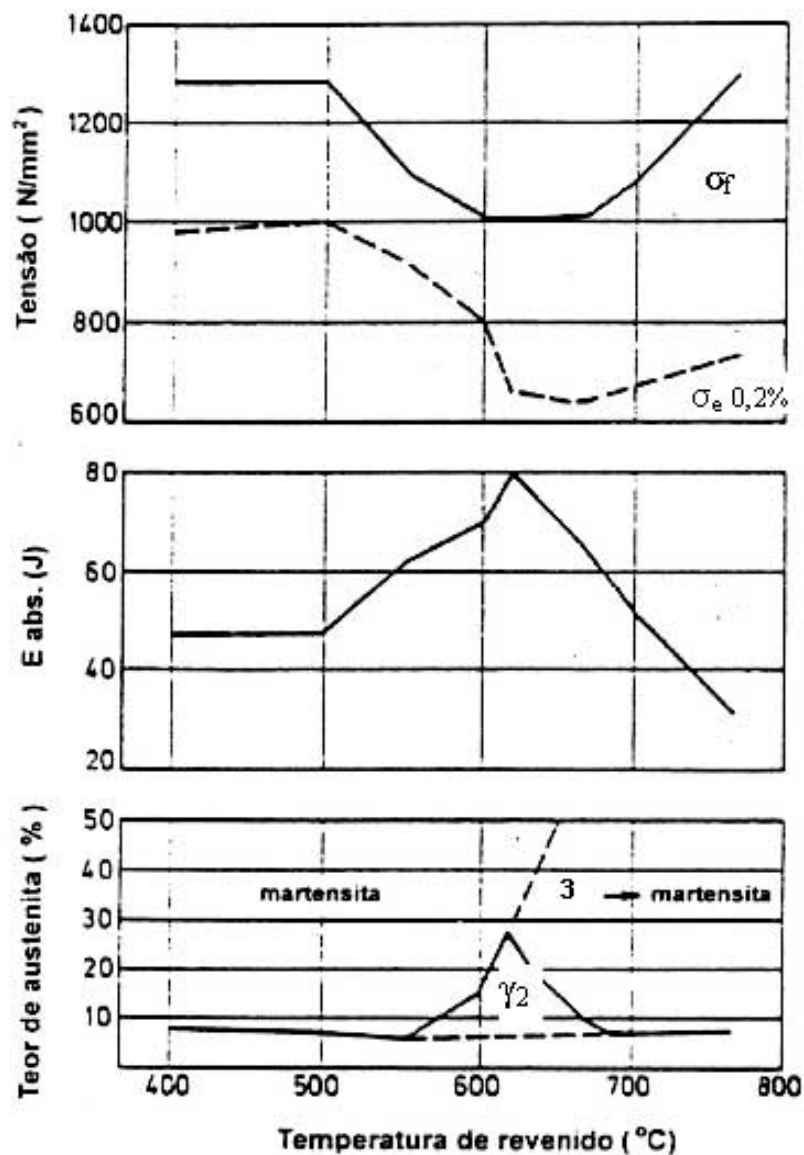


Figura 3: Propriedades mecânicas do CA6NM temperado e revenido, em função da temperatura de revenimento (NIEDERAU, 1977)

Este comportamento é atribuído à formação da austenita estável (γ_2) e finamente distribuída que ocorre nesta faixa de temperatura. Acima de 615 °C a austenita (γ_2) formada começa a se desintegrar e forma-se uma austenita instável (γ_3), que pode se transformar em martensita durante o resfriamento, conforme resultados de ensaios de dilatométrica do aço CA6NM temperado e revenido a diversas temperaturas mostrados na figura 4. Nota-se que a partir de 640 °C de temperatura de revenimento há uma descontinuidade na curva de variação do

comprimento durante o resfriamento, decorrente da formação de martensita da constituição de austenita instável.

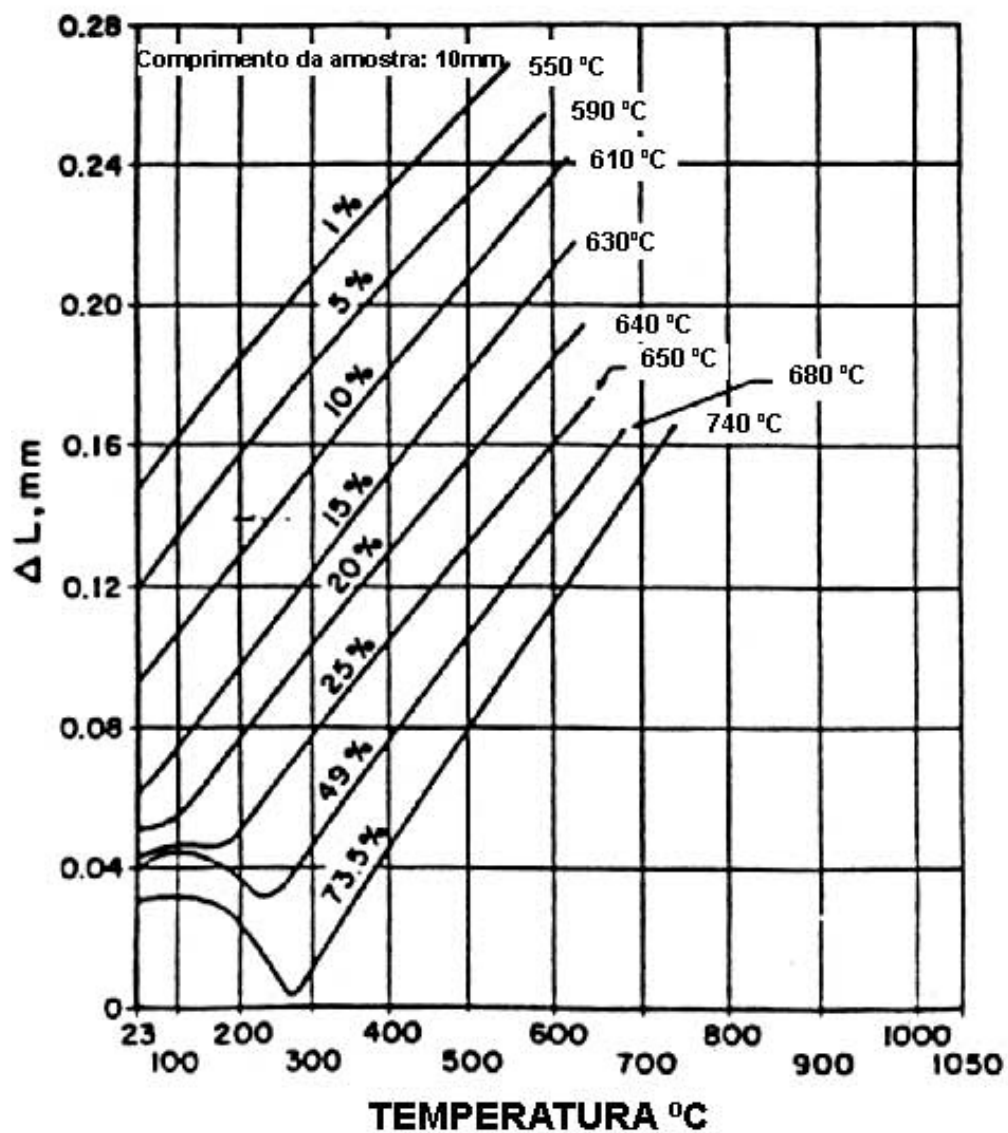


Figura 4: Variação do comprimento, durante o resfriamento, de barras do aço CA6NM temperado e revenido a várias temperaturas (CRAWFORD 1974)

2.2 – Danos observados nas turbinas hidráulicas e seu reparo – Estudos envolvendo o CA6NM

As turbinas hidráulicas trabalham continuamente e sob rotação, em contato com água se deslocando sobre ela continuamente. Esta condição acarreta uma série de danos à turbina, sendo os mais comuns 1) o desgaste erosivo provocado pela cavitação; 2) o aparecimento de trincas em regiões da turbina onde há concentração de tensões.

As trincas normalmente aparecem nas regiões de engastamento das pás com a coroa da turbina, podendo atingir vários centímetros, conforme mostrado na figura 5. Elas são extremamente perigosas, pois podem crescer de forma instável, comprometendo a utilização do equipamento. Devem, portanto, ser reparadas assim que identificadas para evitar falhas catastróficas que inviabilizem o funcionamento do equipamento.

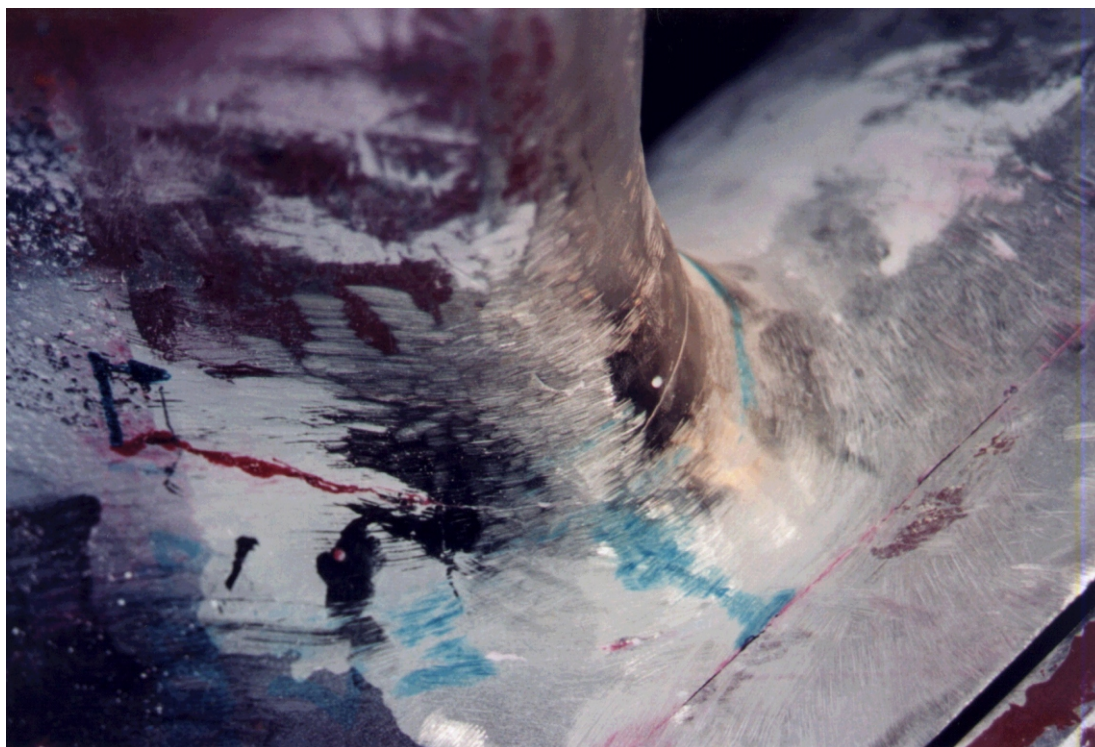


Figura 5: Foto de uma trinca em turbina tipo Francis.

A cavitação é uma forma de desgaste erosivo, ocasionado pela variação da pressão da água ao longo do seu percurso dentro da turbina, proveniente das

condições de fluxo, acarretando sítios de baixa pressão. São formadas bolhas de vapor de água, que seguindo o fluxo do líquido, atingem regiões com pressões superiores provocando sua implosão e, conseqüentemente, micro jatos ou ondas de pressão. A ocorrência destas ondas de pressão próximas às superfícies sólidas pode acarretar o seu desgaste. Este fenômeno é conhecido como Erosão por Cavitação.

Na figura 6 é mostrado o aspecto do dorso de uma pá de turbina tipo Francis, fabricada de aço carbono e revestida de aço inoxidável, onde a cavitação provocou a remoção de material. A extensão deste dano depende do tempo em que cavitação esteja acontecendo. Podendo atingir poucos milímetros a vários centímetros da espessura da pá, devendo ser devidamente monitorada para evitar maiores danos. Nota-se na figura 6 que a cavitação removeu todo o revestimento de aço inoxidável tendo atingido o aço carbono (parte marrom ou escura) no centro da região cavitada.

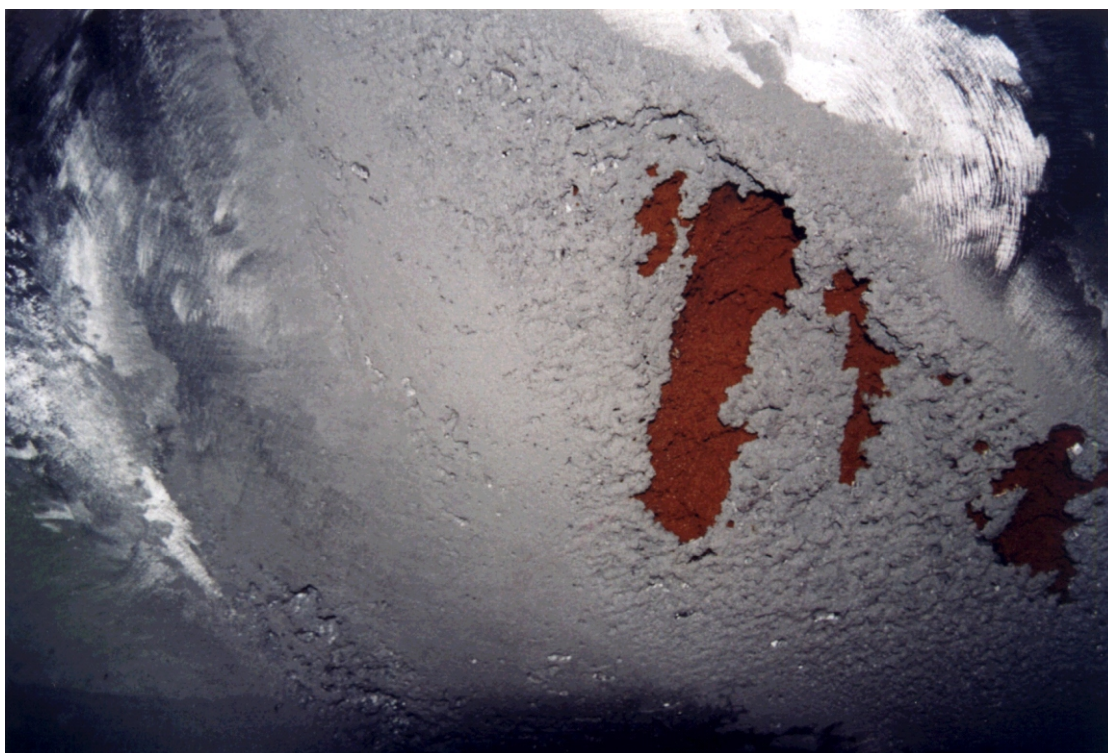


Figura 6: Região cavitada de pá de Turbina Francis

RICHMAN e MCNAUGHTON (1990) analisaram a correlação entre as propriedades mecânicas dos metais e seu comportamento frente à cavitação. Observaram que a cavitação pode ser descrita como um processo de fadiga,

onde o período de incubação e a taxa de remoção de material dependem de um coeficiente de resistência à fadiga. Entre as diversas propriedades dos metais, constataram que a Energia de Falha de Empilhamento é a propriedade que melhor se correlaciona inversamente com a taxa de remoção de material.

HEATHCOCK e PROTHEROE (1982) estudaram a cavitação de diversos tipos de aços inoxidáveis através de ensaios por ultra-som. Observaram que os aços inoxidáveis martensíticos são os mais resistentes à cavitação, seguidos pelos aços austeníticos e aços ao manganês (tipo Hadfield), enquanto os aços ferríticos apresentaram um péssimo desempenho. Associaram estes resultados à microestrutura dos aços considerados. No caso dos martensíticos, quanto maior a dureza, menor a taxa de erosão por cavitação. Para os aços austeníticos, constataram que os aços Hadfield apresentam os melhores resultados, seguidos dos aços AISI 304 e AISI 316. Nestes aços a erosão por cavitação depende de transformações de fase induzidas por deformação. Para os aços ferríticos, a elevada erosão foi associada ao fato da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) favorecer o aumento da taxa de deformação.

LAMBERT e SIMONEAU (1987) estudaram a cavitação em aços inoxidáveis austeníticos ligados ao Co. Constando que a cavitação é provocada por um processo de fadiga de baixo ciclo e, assim como RICHMAN e MCNAUGHTON (1990), associaram a resistência à cavitação com a energia de falha de empilhamento dos materiais. Estes aços inoxidáveis austeníticos, contendo Co, possuem resistência à cavitação muito superior aos aços inoxidáveis austeníticos convencionais, podendo ser aplicados no reparo de turbinas hidráulicas erodidas por cavitação.

PROCOPIAK (1995) avaliou a resistência à cavitação de revestimentos soldados com três ligas distintas. Sendo uma o aço inoxidável AWS E309MoL, e as demais, aços inoxidáveis austeníticos ligados ao Co (aproximadamente 7 a 9% em peso de Co). As ligas contendo Co apresentaram uma taxa de erosão muito menor (8,5mg/h contra 1,6mg/h), mostrando sua eficiência conforme resultado de LAMBERT e SIMONEAU (1987). Este resultado foi associado à transformação martensítica induzida pela deformação destas ligas, que absorve energia de impacto das implosões durante o ensaio de cavitação.

BARRA (1998) avaliou a influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos realizados com arames sólidos e tubulares

de aços inoxidáveis ligados ao Co. Observando os efeitos provenientes do acabamento superficial, tecimento e diluição na resistência à cavitação.

Tanto as trincas, como o desgaste provocado pela cavitação exigem reparos para evitar o comprometimento da integridade estrutural do equipamento. A prática mais comum é o reparo por solda, mostrando-se como o método que apresenta os melhores resultados.

Considerando as aplicações de reparo de turbinas hidráulicas, há grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), devido à dificuldade de sua execução em equipamentos de porte. Os trabalhos de HENKE (1998) e PEREIRA (2000) merecem destaque, por avaliar a técnica de soldagem sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS).

HENKE (1998) valeu-se da técnica da meia-camada na soldagem dos aços AISI 410 e CA6NM, buscando desenvolver um procedimento sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). Trabalhando com a técnica de HIGUCHI (1980), verificou que o aço CA6NM apresenta dificuldade para que se sirva da técnica da meia-camada, em virtude da estreita faixa da zona revenida. Como função deste resultado, buscou uma alternativa para o passe de revenido, aplicando uma seqüência de três passes TIG com aportes de calor decrescentes, conseguindo uma redução da dureza da ZTA em torno de 30HV. Este valor, apesar de não ser elevado, acarretaria uma melhor tenacidade junto à ZAC.

Medindo a tenacidade junto à linha de fusão através do ensaio Charpy, HENKE (1998) verificou que a fratura ocorreu na zona fundida, na região do “amanteigamento” com eletrodo AWS E309L, e não na ZAC. O valor medido da tenacidade era muito inferior ao valor correspondente deste eletrodo, justificado pela presença de grandes inclusões tipo óxidos alinhadas junto à linha de fusão. As maiores inclusões observadas alcançaram 25 μ m e, foram identificadas (via EDX em MEV) como sendo óxidos contendo Al, Si e Mn.

PEREIRA (2000) laborou no desenvolvimento de procedimentos de soldagem de aços inoxidáveis martensíticos sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). Diligenciando com aços AISI 410 e CA6NM, com metais de adição similares através da soldagem MIG Pulsado, com arames sólidos e tubulares. Aplicando o teste de HIGUCHI (1980) para o aço AISI 410, comprovou que a faixa de revenido atingiu cerca de 50% da largura da ZAC, possibilitando a

aplicação da técnica da dupla camada. O uso da técnica de dupla camada modificada atingiu valores de tenacidade considerados satisfatórios.

Quanto ao aço CA6NM, PEREIRA (2000) observou que a tenacidade deste material base é fortemente afetada pelo teor de carbono do aço. Cita variações de tenacidade Charpy de 63J para um teor de 0,035%C, e tenacidade de 130J para teor de 0,021%C. Nos testes para medir a tenacidade através de ensaio Charpy junto à linha de fusão, empregando um metal de adição similar (ER410NiMo – arame sólido e E410NiMoT2 – arame tubular), percebeu que a fratura se propagava invariavelmente através do metal de solda, resultado este similar ao observado por HENKE (1998). Ensaio de tenacidade Charpy no metal de solda acusaram menores valores de tenacidade para os arames tubulares em relação aos arames sólidos, comportamento este atribuído à maior presença de inclusões não metálicas, tipo óxido no metal de solda. A tenacidade alcançada com os arames sólidos variou em função da temperatura de interpasse e do tecimento utilizado durante a soldagem. Com uma temperatura de interpasse inferior a 180 C, obteve 50J no ensaio sem tecimento e 69J no ensaio com tecimento. Sem o controle da temperatura de interpasse, a tenacidade caiu para 23J.

PEREIRA (2000) comenta ainda a dificuldade da aplicação do processo de soldagem MIG Pulsado com arames sólidos. A baixa molhabilidade dificultou a obtenção de juntas multicamadas, devido à formação de defeitos do tipo falta de fusão no pé do cordão. Cordões com melhor molhabilidade foram obtidos com a utilização de arames tubulares.

A presença de inclusões no metal de solda constatada por HENKE (1998) e PEREIRA (2000) motivaram RODRIGUES et al (2003) a avaliar a formação de inclusões e de ferrita no metal de solda obtido com eletrodos revestidos de diferentes fabricantes nacionais. Trabalhando com os eletrodos da classe AWS E309 e suas variações, verificaram que os diferentes eletrodos ocasionam resultados diferenciados. A grande maioria das inclusões possuía dimensões entre 0,4 a 1,4 mm e frações volumétricas entre 0,4 a 1,2%, identificadas como óxidos contendo Si e Mn.

Algumas recomendações para a soldagem dos aços AIMM foram apontadas por FOLKHARD (1988), tais como:

- a) utilizar arames com teor de C abaixo de 0,04%, aproximadamente 12%Cr e 4 a 6%Ni, visando obter um máximo de 5% ferrita delta;
- b) controlar o conteúdo de Hidrogênio difusível no metal de solda abaixo de 5ml/100g;
- c) peças de grande espessura devem ser pré-aquecidas acima de 100 C antes da soldagem;
- d) para se obter maior resistência ao trincamento, sugere-se controlar a temperatura de interpasses entre 100 a 150 C, visando transformar o máximo de austenita em martensita, que seria revenida nos passes subsequentes;
- e) para requisitos de elevada tenacidade Charpy, recomenda-se realizar tratamento térmico posterior de revenimento ou mesmo uma reaustenitização seguida de revenimento;
- f) para aplicações com alta taxa de deposição (arco submerso ou MIG/MAG) ou no reparo de peças fundidas e espessas, é prática usual a utilização de temperatura de interpasse entre 250-300 C, que é superior ao Ms do aço. Neste caso é fundamental resfriar o material abaixo de 100 C, para transformar a austenita em martensita, antes de fazer o revenido.

As propriedades mecânicas do metal de solda conseguidas com arame ER410NiMo e temperatura de interpasse de 130 C são mostradas na tabela 3 [FOLKHARD, 1988]. Nota-se que estas variam em função do processo de soldagem, da condição final do metal de solda (como soldado ou com TTPS) e do teor de C do metal de solda. A maior tenacidade foi alcançada com o processo TIG e aplicação de tratamento térmico posterior (TTPS) a 600 C/2h, com teor de 0,018%C no metal de solda. A menor tenacidade ocorreu no processo eletrodo revestido, na condição como soldado, com 0,028%C no metal de solda.

Tabela 3: Propriedades mecânicas e teor de C do metal de solda obtidos com o arame ER410NiMo. (FOLKHARD 1988)

Processo de soldagem	Condição de tratamento térmico	Propriedades mecânicas				%C no metal de solda
		σ_E 0,2% [Mpa]	σ_t [Mpa]	Along. [%]	$E_{absorvida}$ Charpy [J]	
MIG/MAG	Revenido a 600°C/2h	775	885	18,9	88	0,022
TIG	Revenido a 600°C/2h	742	855	21,7	132	0,018
Eletrodo Revestido	Como soldado	834	1062	12,8	31	0,028
	Revenido a 600°C/2h	621	879	18,0	58	
	950°C/1h - resfr. ao ar + revenido a 600°C/2h	637	825	20,8	68	

BILMES et al (1999, 2000) avaliaram as propriedades mecânicas do metal de solda obtido com arames tubulares de composição similar ao CA6NM. Trabalhando com tratamentos térmicos pós-soldagem, investigaram a possível origem da elevada tenacidade destes cordões quando tratados termicamente. Notaram que a austenita formada durante o revenido é termicamente estável, porém sugerem que a mesma pode se transformar em martensita devido à deformação plástica sofrida durante o ensaio Charpy, o que absorve energia, resultando em elevada tenacidade. A tenacidade obtida depende fortemente da condição final do cordão (como soldado ou com TTPS). Apreciaram-se valores de 73J na condição como soldado, sendo neste caso a temperatura de interpasso abaixo de 120 °C, com 0,028%C no metal de solda. Valores de até 150J foram obtidos com tratamento térmico posterior de têmpera a partir de 950 °C, seguido de duplo revenido (670 °C/2h + 600 °C/8h).

Outro trabalho abordando a tenacidade de juntas soldadas no aço CA6NM foi realizado por NOVICKI (2002). Utilizando a medição da tenacidade por Integral J, analisou a tenacidade do aço CA6NM no estado temperado e revenido, e na linha de fusão de juntas soldadas sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), utilizando um metal de adição E410NiMoT1 – arame tubular. Os resultados mostram, que o aço CA6NM no estado temperado e revenido apresenta uma tenacidade elevada (aproximadamente 340kJ/m²), enquanto que

na linha de fusão os resultados foram muito baixos (aproximadamente 55kJ/m²). Neste caso, a fratura se desviou para o metal de solda, fato este associado à presença de inclusões.

Um interessante trabalho sobre a influência dos tratamentos térmicos e do teor de C na dureza do metal de solda obtido com consumíveis de composição similar ao do aço CA6NM foi apresentado por GOOCH (1995). Procurando obter cordões de solda com dureza próxima de 250HV, para aplicações em ambientes contendo H₂S, mostrou que a dureza obtida é afetada pelo tratamento e pelo teor de C. Trabalhando com os processos de soldagem Eletrodo Revestido e TIG e com consumíveis de diferentes teores de C, observou que a dureza na condição como soldado, com pré-aquecimento e interpasse entre 100 a 150 C, dependia diretamente do teor de C. Esta relação é mostrada na figura 7, que indica a dureza máxima obtida para 2 condições de energia de soldagem e diferentes teores de C.

Trabalhando ainda com diferentes tratamentos térmicos, GOOCH (1995) constatou não ser possível obter a dureza de 250HV desejada, mesmo com os diferentes ciclos térmicos testados. O melhor resultado conseguido foi uma dureza de 275HV, combinando-se o controle da composição química do metal de solda (principalmente teor de C) e a utilização de tratamentos térmicos com duplo revenido.

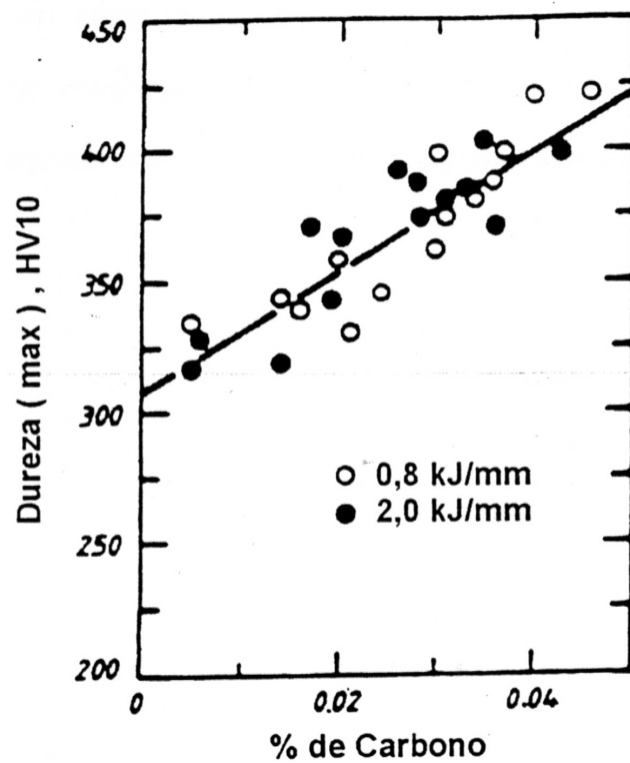


Figura 7: Dureza máxima do metal de solda na condição como soldado em função do teor de C. (GOOCH 1995)

2.3 – MIG Pulsado

O processo de soldagem MIG/MAG é atualmente um dos mais cogitados, devido à sua alta taxa de deposição, facilidade de manuseio por parte do soldador e sua adequação à automação da operação de soldagem.

Dentre os vários tipos de transferência metálicas possíveis no processo MIG/MAG, tem-se destacado nos últimos anos o chamado arco pulsado, resultante do processo de soldagem conhecido como MIG Pulsado. O modo de transferência do arco pulsado alia as vantagens da transferência por *spray* onde não há curto-circuito e a possibilidade de soldar em todas as posições. Isto é conseguido através da imposição de um ciclo de corrente conforme mostrado na figura 8. A corrente varia ciclicamente, alcançando os valores denominados de corrente de pulso – I_p e corrente de base – I_b . A corrente de pulso I_p permanece por um certo período denominado tempo de pulso – t_p e a corrente de base I_b permanece pelo tempo de base - t_b . Em função deste ciclo é possível calcular a corrente média – I_m , através da seguinte equação:

$$I_m = (I_p t_p + I_b t_b) / (t_p + t_b) \quad (1)$$

O valor da corrente de pulso I_p deve ser selecionado acima da corrente de transição, para que a transferência tipo *spray* possa ocorrer. A seleção dos valores de I_p , t_p , I_b e t_b devem ainda satisfazer a duas condições: 1) a cada pulso de corrente haja o desprendimento de uma gota; 2) que a corrente média obtida permita fundir todo o arame, que é alimentado continuamente com velocidade de alimentação do arame - V_{ar} .

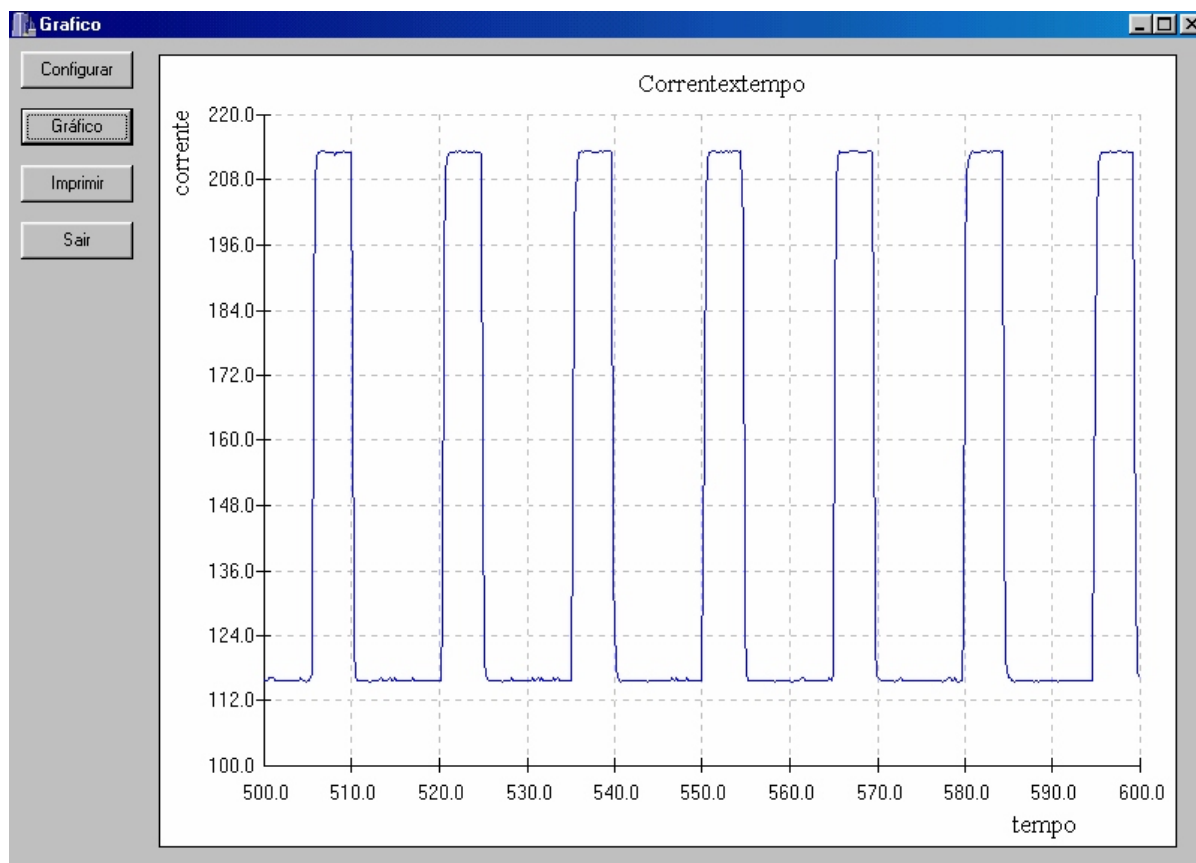


Figura 8: Ciclo de imposição de corrente no MIG Pulsado.

Para que a primeira condição seja satisfeita, o produto $I_p^n t_p$ deve assumir um valor característico denominado parâmetro de destacamento da gota - D. O valor de n varia em torno do valor dois, de forma que se possa representar uma área delimitada por duas funções hiperbólicas, conforme mostrado na figura 9, onde ocorre o destacamento de uma gota por pulso (UGPP).

$$I_p^n t_p = D \quad [2]$$

Denomina-se de período T [ms], o tempo necessário para formar e destacar uma gota por pulso. Considerando o ciclo periódico que a corrente apresenta, este período pode ser calculado pela seguinte expressão:

$$T = t_p + t_b \quad [3]$$

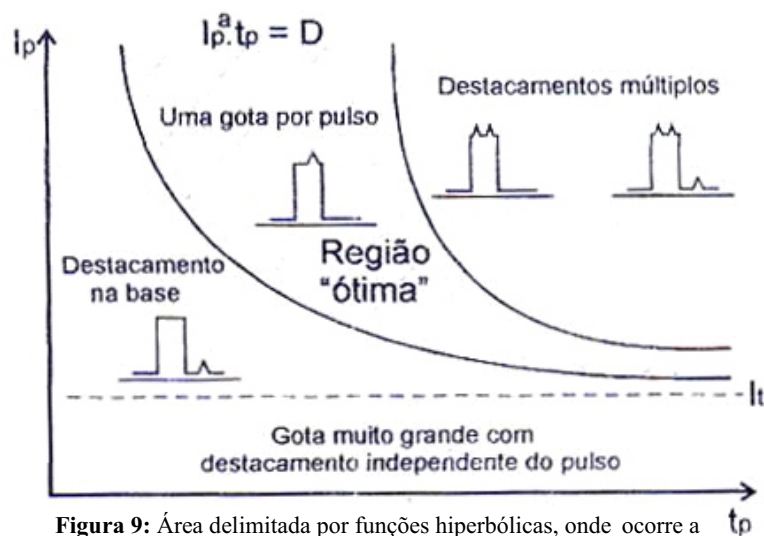


Figura 9: Área delimitada por funções hiperbólicas, onde ocorre a formação de uma gota por pulso (Ueguri et al 1985)

Uma das vantagens processo MIG Pulsado é a possibilidade da seleção do diâmetro da gota a ser transferida da ponta do arame à poça de fusão. Isto é conseguido pela combinação da velocidade do arame e seu diâmetro, com o período T , através da seguinte expressão:

$$T = 40 \cdot D_g^3 / V_{ar} \cdot D_{ar}^2 \dots\dots\dots [4]$$

Onde:

D_g : diâmetro da gota [mm]

D_{ar} : Diâmetro do arame [mm]

V_{ar} : Velocidade de alimentação do arame [m/min]

T : período [ms]

Através do período T , é possível calcular a frequência com que as gotas são transferidas, pela equação:

$$f = 1000 / T \dots\dots\dots [5]$$

Sendo:

f : frequência de transferência em Hz

Outro aspecto essencial do MIG Pulsado é a relação entre a velocidade do arame e a corrente média e eficaz, denominada equação genérica do consumo:

$$V_{ar} = k_1 \cdot I_m + k_2 \cdot L \cdot I_{ef}^2 \dots\dots\dots [6]$$

Sendo :

k_1, k_2 : constantes determinadas experimentalmente

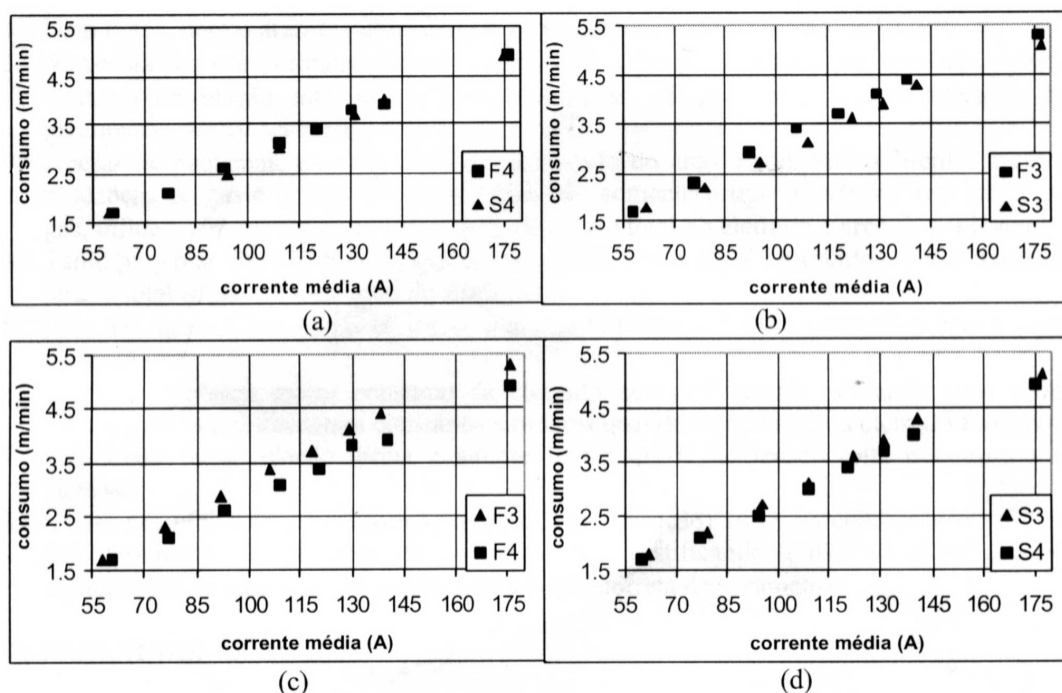
I_m : corrente média [A]

I_{ef} : corrente eficaz [A]

L : comprimento do eletrodo [mm]

A importância desta equação reflete-se na estabilidade do processo. Caso não haja correlação entre a corrente e a velocidade do arame, o arco torna-se instável, podendo ocorrer curtos-circuitos ou arcos excessivamente longos, que acarretam a queima do bico de contato. Para evitar este fato, estudos têm sido realizados para inventariar a relação entre a corrente média e eficaz e a velocidade de alimentação do arame a ser aplicada para os diferentes tipos de arames. Os trabalhos de BÁLSAMO (1999), RICHARDSON (1994), SANTOS (2001) e LAGARES (2001) visaram determinar as constantes da equação do consumo aplicado a arames de aços inoxidáveis.

O trabalho de LAGARES (2001) apresenta testes efetuados para a determinação do mapa operacional da região de uma gota por pulso para arames de aço inoxidável do tipo ER308LSi e ER430, para diferentes tipos de gases de proteção. A figura 10 exibe o diagrama do consumo do arame (velocidade do arame) e, a necessária corrente média para obtenção de uma gota por pulso (UGPP), para estes arames. Note-se que a relação é quase linear, havendo pequenas diferenças para as quatro combinações, aparentando a pouca influência do tipo de arame ou gás de proteção.



Ensaio	Gás (componentes básicos)	Material de adição (classe AWS)	Diâmetro do arame (mm)
F3	Ar + 2%O ₂	ER 308LSi	1,2
F4	Ar + 2%O ₂	ER 430	1,2
S3	Ar + 3%CO ₂ + 2%N ₂	ER 308LSi	1,2
S4	Ar + 3%CO ₂ + 2%N ₂	ER 430	1,2

Figura 10 Consumo função da corrente média, para 4 combinações arame/gás de proteção.

Para a verificação da condição de uma gota por pulso (UGPP) há várias técnicas desenvolvidas. Normalmente são utilizadas técnicas de filmagem em alta velocidade, com câmaras que filmam a pelo menos 2000 quadros por segundo. BÁLSAMO et al (1999) e FIGUEIREDO e FERRARESI (2001) valeram-se da técnica da *shadowgrafia* para a investigação da condição de uma gota por pulso (UGPP). Este procedimento consiste, basicamente na formação da sombra de um objeto, sobre o qual incide um feixe de luz, sombra esta projetada em um anteparo. Isto permite analisar a transferência metálica pela visualização das gotas transferidas, com o auxílio de instrumentação capaz de enxergar quantidades mínimas de metal se deslocando a altas velocidades.

Outra técnica, recentemente desenvolvida, para determinação da condição de uma gota por pulso (UGPP), foi apresentada por MIRANDA e FERRARESI (2003), que utilizaram um sensor ótico para estudar a transferência metálica em

MIG pulsado de arames de aços inoxidáveis. Esta técnica evidencia a transferência metálica por meio de um sensor ótico. Técnica baseada em um sistema desenvolvido no LAPROSOLDA/UFU.

O sistema visa coletar sinais luminosos emitidos por um arco de soldagem MIG Pulsado, com o intento de monitorar e auxiliar no ajuste correto dos parâmetros de pulsação.

A figura 11 ilustra o equipamento para a verificação de uma gota por pulso em seu todo.

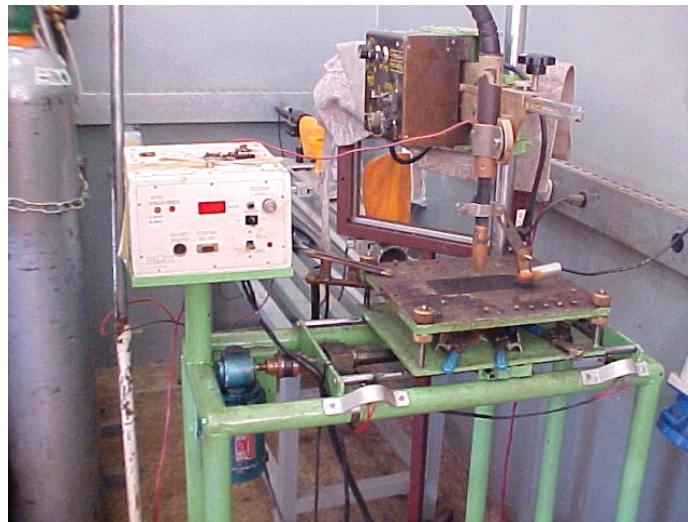


Figura 11 : Conjunto de aquisição de sinais luminosos.

A figura 12 mostra o detalhe do sensor ótico encapsulado em um recipiente de alumínio.

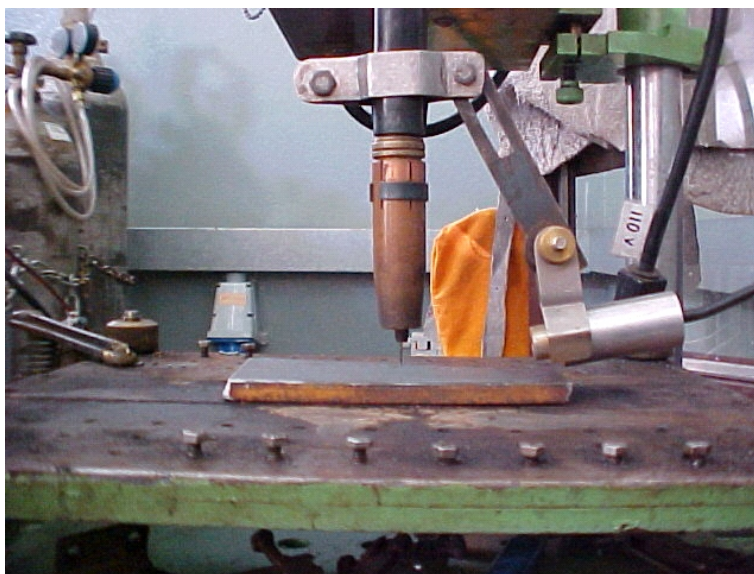


Figura 12 : Detalhe do Sensor ótico

2.4– As propriedades mecânicas do metal de solda e a influência do processo de soldagem

HENKE (1998) e PEREIRA (2000) mostraram que a tenacidade do metal de solda, em reparos do aço CA6NM com metal de adição similar, depende de sua dureza, da temperatura de interpasse, do tecimento utilizado e da presença de inclusões. Este comportamento deve-se à relação entre as propriedades mecânicas e a microestrutura do material.

Diversos trabalhos têm sido desenvolvidos visando caracterizar a relação entre os processos de soldagem e a resultante microestrutura e propriedades mecânicas obtidas. LIAO e CHEN (1998) estudaram o efeito do tipo de gás de proteção na microestrutura e propriedades do metal de solda de aços inoxidáveis, soldados pelo processo MIG/MAG. Trabalhando com arames de aço inoxidável e misturas gasosas contendo diferentes quantidades de CO₂ e ou O₂, avaliaram a formação de ferrita e de inclusões no metal de solda. Mediram ainda a tenacidade através de ensaio Charpy e a resistência mecânica através de ensaio de tração. Os resultados demonstraram que a tenacidade é afetada tanto pela presença da ferrita quanto pela formação de inclusões no metal de solda. A ferrita reduziu sensivelmente a tenacidade, principalmente quando o ensaio Charpy foi realizado a baixas temperaturas. Quanto à formação de inclusões, verificou-se que a quantidade presente no metal de solda dependia diretamente do potencial de oxigênio do gás de proteção. Quanto maior a quantidade de inclusões, menor a tenacidade obtida.

A utilização da pulsação para alterar a microestrutura e melhorar as propriedades mecânicas da junta soldada tem sido aplicada por vários pesquisadores, utilizando diferentes processos de soldagem. Em trabalho recente desenvolvido por BARRA [2003] avaliou-se a influência da pulsação térmica do processo MIG-Pulsado (ao qual denominou de MIG/MAG Térmico) nas características da zona fundida e ZAC de aços baixo carbono ABNT 1020 e liga de alumínio AlMg AA 5052-H34. O MIG/MAG térmico diferencia-se do MIG Pulsado pela imposição de pulsos térmicos em dois níveis de corrente média: a) I_{mput} : corrente média do pulso térmico; b) I_{mbt} : corrente média da base térmica. Trabalhando-se com níveis de pulsação consegue-se variar substancialmente as

condições de soldagem e a agitação da poça de fusão, modificar a cinética de solidificação na zona fundida e afetar as transformações metalúrgicas da ZAC. Entre os diversos resultados, BARRA (2003), mostra que o processo MIG/MAG térmico permite variar o formato e aspecto dos cordões, a forma e o tamanho médio dos grãos e a fração volumétrica dos microconstituintes da zona fundida, o que pode acarretar diferenças significativas nas propriedades mecânicas obtidas.

HUSSAIN et al (1996), utilizando o processo MIG Pulsado, estudaram o efeito da frequência de pulsação e do tempo de pulso nas propriedades mecânicas de soldas multi-passes de ligas de alumínio. Averiguaram que a resistência à fadiga, o tamanho de grão e porosidade do metal de solda foram afetadas pela pulsação imposta.

MOHANDAS e REDDY (1996) compararam as propriedades do metal de solda de aços de ultra-alta resistência soldados pelos processos TIG corrente contínua (TIG-CC) e TIG pulsado (TIG-P). Constataram que no TIG-CC os grãos apresentaram-se com uma morfologia colunar, enquanto que no TIG-P os grãos mostraram-se equiaxiais. Além disso, a martensita formada no TIG-P era mais refinada e o nível de segregação era menor que no TIG-CC. Estas diferenças resultaram em melhores propriedades mecânicas no TIG-P, tais como melhor ductilidade e limite de resistência à tração na direção longitudinal.

TSENG e CHOU (2002) utilizaram o processo TIG-P para estudar a geração de tensões residuais na soldagem dos aços inoxidáveis AISI 304 e 310. Trabalhando com diversos parâmetros do processo TIG-P, constataram que o nível de tensões residuais, medido pelo método do furo cego, variava em função da frequência de pulsação, do espaçamento da pulsação e das relações I_b/I_p e t_b/t_p . As menores tensões residuais foram obtidas com as maiores frequências de pulsação, um maior espaçamento da pulsação e maiores relações I_b/I_p e t_b/t_p . Observaram, ainda, que as tensões residuais são maiores no aço AISI 310 que no 304. Este comportamento foi atribuído a menor condutividade térmica e difusividade térmica do aço AISI 310, que ocasionam um maior gradiente de temperatura e maior pico de temperatura no ciclo térmico, fatores que favorecem maiores tensões residuais.

Aplica-se pulsação nas deposições por plasma de arco transferido (PTA). SANTOS (2003) utilizou a corrente pulsada na deposição por PTA de ligas de Cobalto em substratos de aço inoxidável e aço carbono. Verificou que a pulsação

produz uma microestrutura mais refinada, o que favoreceu ainda um melhor desempenho em testes de desgaste.

No processo MIG/MAG, a utilização de gases de proteção contendo O_2 e CO_2 é muito comum, devido à melhor estabilidade de arco. Entretanto estes gases promovem uma série de reações durante a transferência metálica e na poça de fusão. GRONG¹ (1994) apresenta uma interessante compilação de dados, sobre as reações envolvendo gases de proteção no processo MIG/MAG. A figura 13 mostra a quantidade de oxigênio presente no metal de solda em função de misturas gasosas Ar- O_2 e Ar- CO_2 , para arames de aço carbono. Nota-se que o teor de oxigênio no metal de solda em solda multicamadas e na gota que está se transferindo aumenta à medida que os teores de O_2 e CO_2 aumentam nas misturas gasosas. Comparando as diversas misturas testadas, para as mesmas frações volumétricas de O_2 e CO_2 , o oxigênio presente no metal de solda é maior, evidenciando o maior potencial do O_2 para retenção.

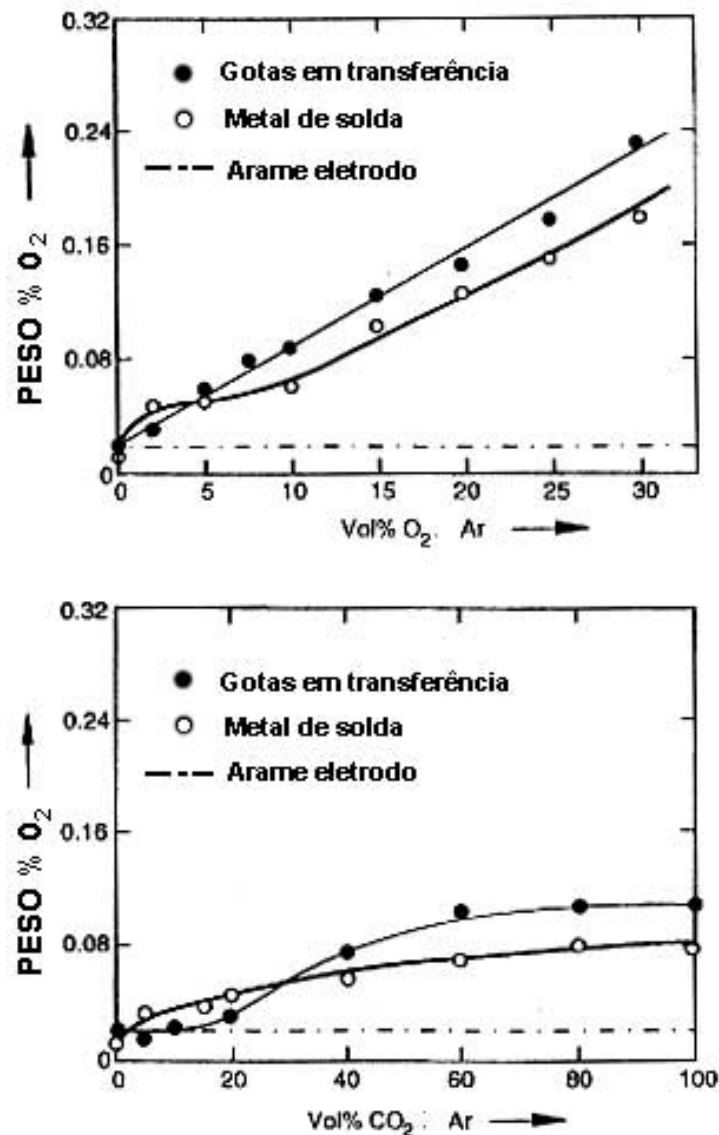


Figura 13 Conteúdo medido de oxigênio nas gotas em transferência e no metal de solda em solda multicamadas versus potencial de oxigênio dos gases de proteção: a) mistura Ar-O₂; b) mistura Ar-CO₂. (GRONG¹ 1994)

Em misturas gasosas contendo CO₂ ocorrem reações envolvendo o carbono, que pode alterar a composição química do metal de solda. Na figura 14 observa-se a composição química do metal de solda obtido utilizando-se arames de aço baixo carbono, com teores variáveis de C. Repare-se que o metal de solda pode apresentar um teor de C maior (ganho) ou menor (perda) que o contido no arame utilizado, dependendo da taxa de transferência das gotas, mostrando que o gás de proteção pode atuar tanto incorporando quanto retirando C. Tal comportamento deve-se a reações de oxidação do C, que dependem da

composição da mistura gasosa e do tempo necessário para as reações, este relacionado com a taxa de transferência.

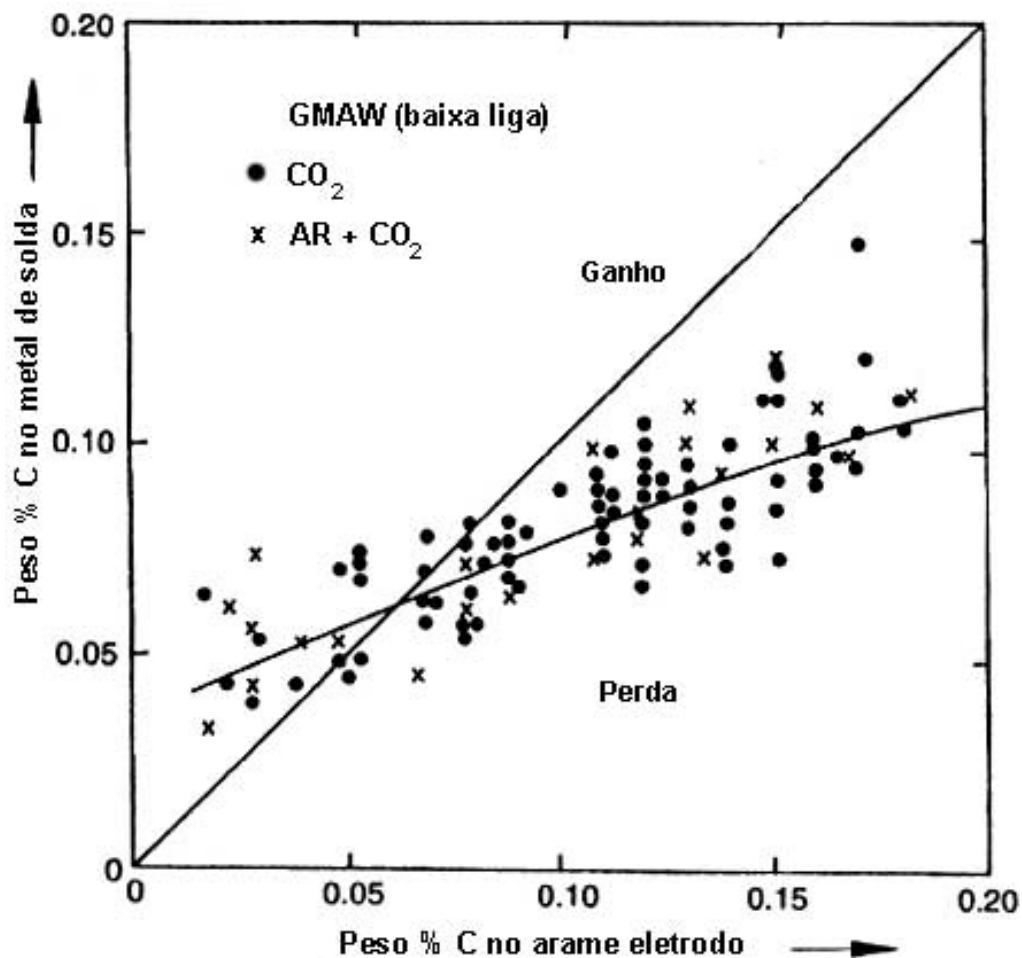


Figura 14 Correlação entre conteúdo de C do metal de solda e do arame utilizado para gases de proteção com CO₂. (GRONG¹ 1994)

Outras reações de oxidação ocorrem com os elementos utilizados como desoxidantes, sendo os principais o Si e o Mn. A figura 15 mostra a variação do teor de Si no metal de solda em soldagem multicamadas e nas gotas em transferência, para diferentes misturas gasosas contendo O₂ e CO₂. Nota-se que o teor de Si diminui à medida que as misturas gasosas apresentam maiores teores de O₂ e CO₂, indicando que as reações de desoxidação retiram Si do metal de solda em relação ao contido no arame utilizado. A diferença observada entre o metal de solda e as gotas em transferência indica que estas reações ocorrem na poça de fusão, pois nas gotas a perda de Si é muito baixa. Comportamento semelhante é observado para o Mn.

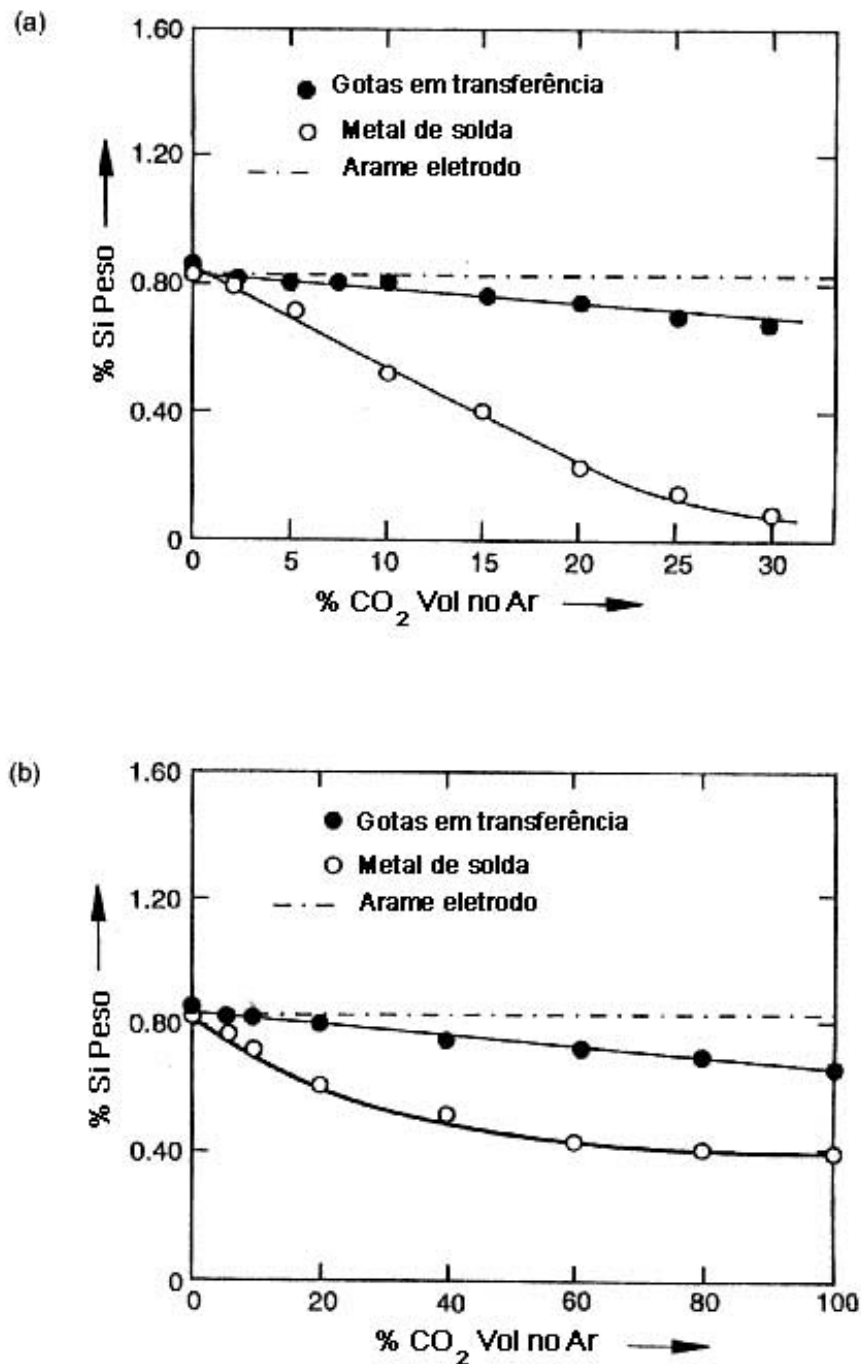


Figura 15 Conteúdo medido de Si nas gotas em transferência e no metal de solda em soldagem multicamadas versus potencial de oxigênio do gás de proteção: a) Mistura Ar-O₂; b) mistura Ar-CO₂. (GRONG¹ 1994)

Entre as reações químicas no arco elétrico, existe ainda aquela que ocasiona a formação de inclusões do tipo óxido. Segundo um modelo proposto por Grong¹ e Christensen, a formação destes óxidos ocorre a altas temperaturas, na faixa de 1800 a 1900 C para reações que envolvam o O₂, o Si e o Mn.

A retenção destes óxidos, como inclusões, depende fortemente das condições de agitação da poça de fusão. Em condições de turbulência, a movimentação do metal fundido leva as inclusões formadas para a parte superior da poça, onde elas coalescem e flutuam para a superfície. Isto ocorre na chamada parte quente da poça de fusão, que se localiza logo abaixo do arco formado.

Em cordões de aços C-Mn e aços baixa liga, a fração volumétrica, o tamanho médio das inclusões e sua composição química podem ser vistas na tabela 4. Os principais elementos presentes nestas inclusões tipo oxido são o Si, Mn, O, S, Ti, Al, N e Cu (GRONG¹, 1994).

Tabela 4 Resumo de características das inclusões observadas em aços.

Tipo de Metal solda	Fração volumétrica [%]	Diâmetro médio [μm]	Elementos presentes	Fases identificadas
Aço C-Mn	0,3 – 0,8	0,3 – 0,6	Si, Mn, O, S Traços de Al, Ti e Cu	SiO_2 , MnOSiO_2 MnS (Cu_xS)
Aço Baixa Liga	0,2 – 0,6	0,3 – 0,7	Al, Ti, Si, Mn, O, S, N Traços de Cu	MnOAl_2O_3 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiN MnOSiO_2 , SiO_2 $\alpha\text{-MnS}$; $\beta\text{-MnS}$ (Cu_xS)

A presença de inclusões afeta as propriedades mecânicas do metal de solda, pois atuam como núcleos de vazios pela fratura da inclusão ou por decoesão na interface matriz-inclusão (GRONG², 1994). Para processos de deformação dútil, a seqüência de eventos envolve:

- nucleação de cavidades internas, preferencialmente junto a inclusões não metálicas;
- crescimento contínuo destas inclusões com a deformação;
- aglutinamento final das cavidades até a completa ruptura.

Este comportamento pode ser constatado na figura 16, onde se observa a variação na deformação verdadeira para a fratura em função da fração volumétrica de inclusões em metal de solda de aços carbono, obtido através do processo MIGMAG. Nota-se claramente que à medida que a fração volumétrica

das inclusões aumenta, a deformação verdadeira para fratura diminui, evidenciando o efeito deletério das inclusões.

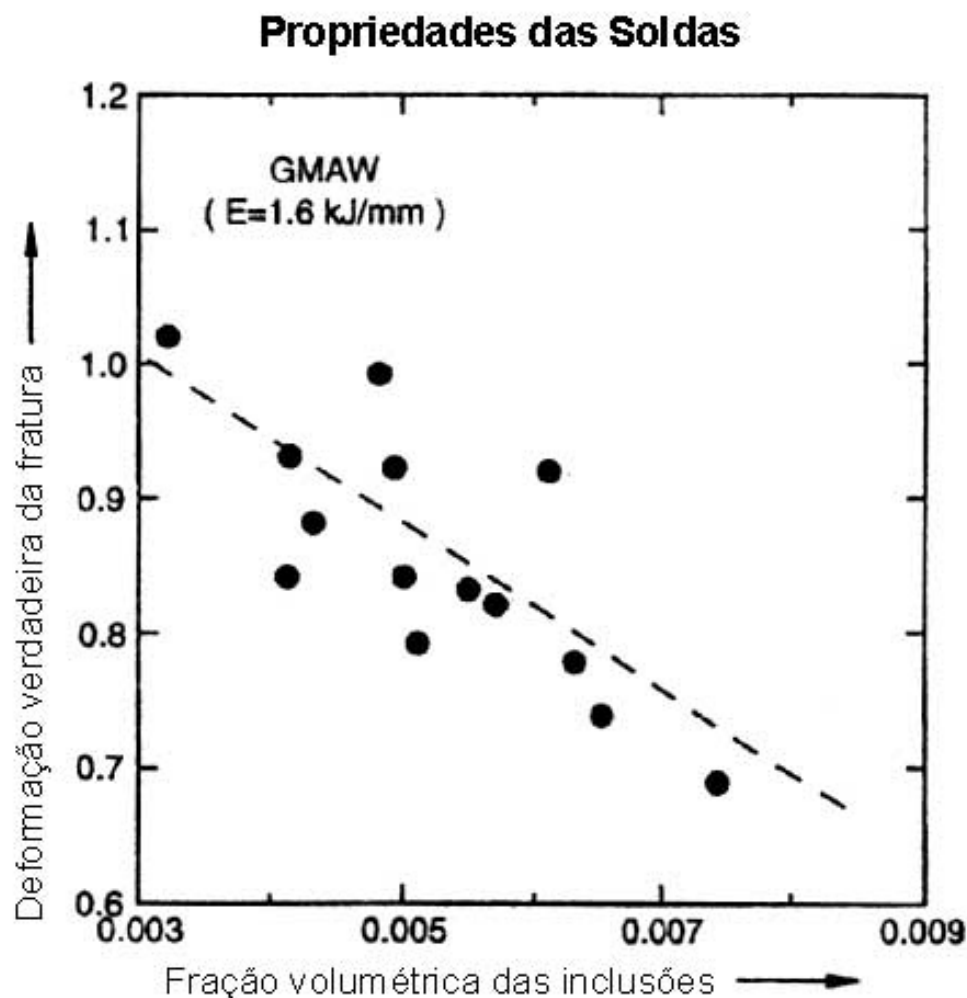


Figura 16 Variação da deformação verdadeira para fratura em função da fração volumétrica de inclusões.

Por apresentar um mecanismo semelhante de fratura, que envolve a nucleação e crescimento de cavidades internas, o resultado do ensaio Charpy também é afetado pela presença das inclusões. A figura 17 mostra a variação da energia absorvida no ensaio Charpy de metais de solda de aços carbono soldados pelo processo arco submerso, em função do teor de oxigênio. O teor de oxigênio está diretamente relacionado à fração volumétrica de inclusões, assim sendo, a energia absorvida decresce gradativamente à medida que o teor de oxigênio aumenta.

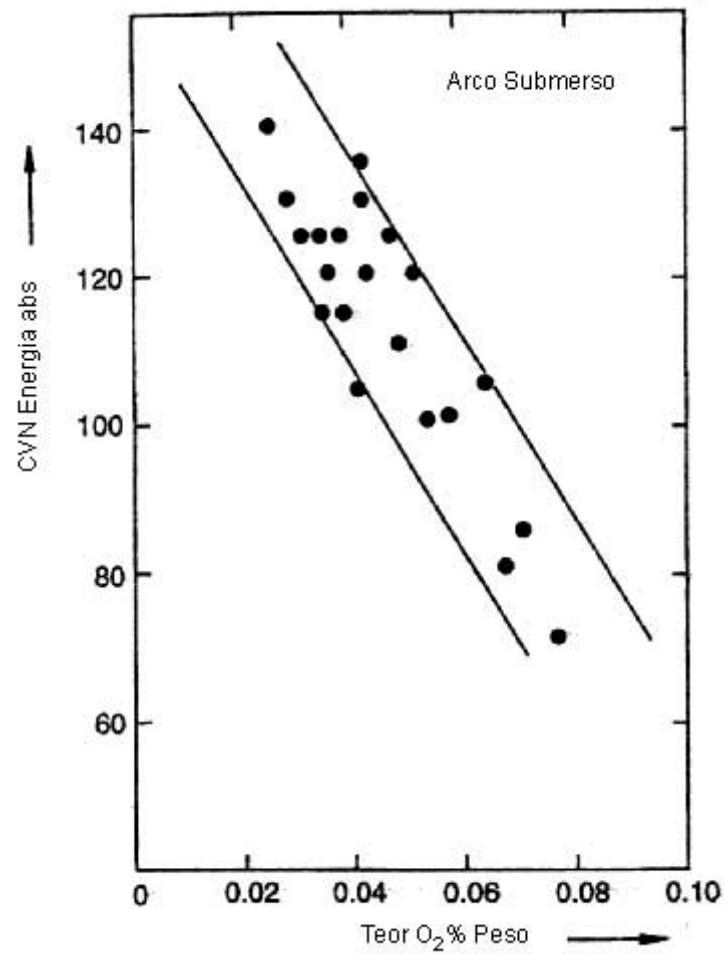


Figura 17 Correlação entre energia absorvida no ensaio Charpy e o teor de oxigênio presente no metal de solda de aço carbono. (GRONG², 1994)

3.- MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho foi dividido em duas partes. Na primeira foram desenvolvidos estudos com o processo MIG/MAG convencional, com o intento de testar a influência do tipo de gás de proteção na formação de inclusões e dureza do metal de solda, fatores que afetam a sua tenacidade.

Na segunda parte utilizou-se o processo MIG Pulsado, buscando avaliar a influência dos parâmetros de soldagem na formação de inclusões e tenacidade do metal de solda. O emprego do MIG Pulsado deveu-se à possibilidade de operar com as variações nas condições de transferência metálica, o que pode afetar o processo de solidificação e formação de inclusões no metal de solda. Desta forma, o trabalho com dois diâmetros de gota e três velocidades do arame, permite variar a frequência com que as gotas atingem a poça de fusão. Assim é possível variar a agitação da poça de fusão e atentar para modificação da cinética das reações no arco elétrico e poça de fusão.

3.1 – Estudos com MIG/MAG convencional

3.1.1 – Materiais, equipamentos e parâmetros utilizados

Nesta etapa do trabalho, foram realizadas soldagens de corpos de prova conforme mostrado na figura 18. O material base utilizado, um aço baixo carbono de 25,4mm de espessura, 100mm de largura e 200mm de comprimento, cuja composição é mostrada na tabela 5. Sobre este material foram depositadas quatro camadas de cordões de solda através do processo MIG convencional. Para tanto, fez-se uso de uma fonte de soldagem MIG/MAG eletrônica, marca Miller, modelo XMT 304.

Tabela 5 : - Composição química do material base [% em massa], utilizada na soldagem MIG/MAG convencional.

Mn	Si	C	S	P	Fe
0,62	0,18	0,096	0,028	0,019	Bal.

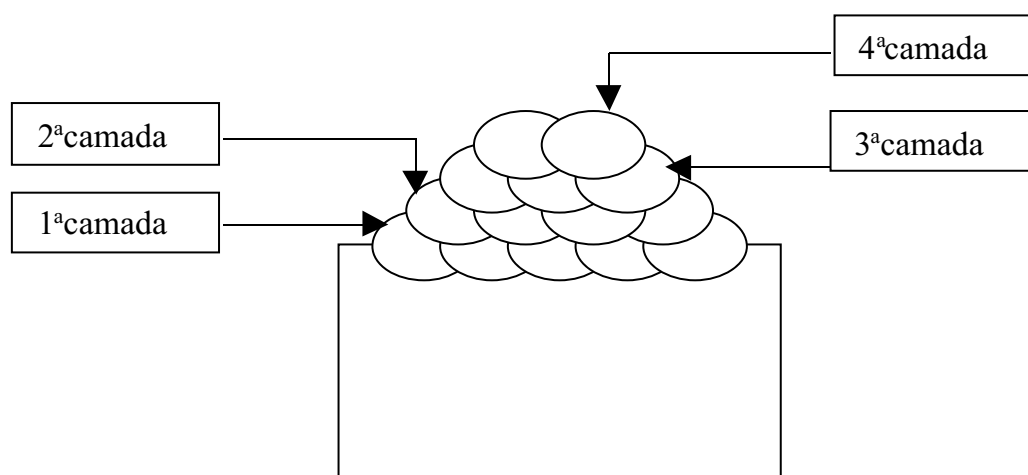


Figura 18 : Representação esquemática do corpo de prova, mostrando as camadas depositadas.

O metal de adição usado foi o arame ER410NiMo, diâmetro de 1,0mm, cuja composição química é exibida na tabela 6. Este material é um arame sólido, de composição química similar à do aço CA6NM. A opção pelo arame sólido considerou os resultados de Pereira (2000) e Novicki (2003), que obtiveram baixos valores de tenacidade no metal de solda com arames tubulares.

Tabela 6 : Composição química dos arames empregados na soldagem com MIG/MAG convencional

Especificação	Composição do metal de solda segundo o fabricante [% massa]								
	Fe	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Si
ER410NiMo	Bal.	0,03	0,50	0,02	0,02	12,00	4,20	0,55	0,40

As soldagens foram realizadas com um sistema de deslocamento regulável, marca BUG-O, mantidas constantes a velocidade de soldagem (30 cm/min) e a distância bico de contato peça (em 15mm).

Selecionaram-se três diferentes gases de proteção para executar estas soldagens. O primeiro o CO₂ puro, o segundo uma mistura Ar-20%CO₂ e finalmente uma mistura Ar-8%CO₂. Esta seleção considerou o interesse em conferir a influência do teor de CO₂ do gás de proteção, que poderia acarretar

dois problemas: 1) o endurecimento do metal de solda, devido à incorporação do carbono disponível no gás de proteção, o que reduziria sensivelmente a tenacidade; 2) a variação do potencial de oxigênio do gás de proteção, que pode afetar a quantidade de inclusões presentes no metal de solda.

Para a realização das soldagens, foram reguladas a tensão de soldagem e a velocidade do arame para cada tipo de gás de proteção, conforme mostrado na tabela 7. A corrente média ali indicada foi obtida pela leitura no visor da fonte de soldagem.

Tabela 7 : Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem com processo MIG/MAG convencional

Arame	Gás de Proteção	Tensão Média [V]	Corrente Média [A]	Velocidade do Arame [m/min]
ER410NiMo	Ar-8%CO ₂	25	190-200	13
	Ar-20%CO ₂	26	180-200	12
	CO ₂ puro	28	180-200	12

3.1.2 – Análises e ensaios realizados

Os corpos de prova obtidos, conforme figura 18, se prestaram para a determinação do perfil de dureza ao longo das diversas camadas e, para a determinação da composição química do metal de solda.

Para a medição do perfil de dureza, os corpos de prova foram cortados na seção transversal, seguidos de lixamento em lixas 220, 320, 400 e 600, polimento com suspensão de alumina de 1 μ m e ataque químico com solução de Villela. As medições foram realizadas num microdurômetro Tukon, com carga de 500g, a partir da 4ª camada até o metal base.

A composição química do cordão foi obtida retirando-se cavacos somente da 4ª camada. Este procedimento foi efetivado para evitar a influência da diluição do metal de base, que poderia afetar a composição química obtida. As análises químicas foram praticadas num espectrofotômetro de absorção atômica e um analisador de carbono/enxofre, marca Perkin-Elmer.

O levantamento da fração volumétrica e tamanho das inclusões foi efetuado com um microscópio ótico acoplado ao microcomputador por uma

câmara CCD. Por meio de um programa de aquisição e análise de imagens (*Image Pro Plus*) fez-se a aquisição e mediu-se o tamanho das inclusões e fração volumétrica. Este levantamento foi realizado na quarta camada dos corpos de prova, onde a influência da diluição do metal base seria minimizada. Neste caso, a amostra deveria estar somente polida, uma vez que as inclusões são visíveis sem ataque químico. Para as medições foram utilizadas ampliações no microscópio ótico variando entre 200 e 500 aumentos, que se mostraram adequadas para a identificação das inclusões. Em média foram avaliadas de 1500 a 2000 inclusões para cada corpo de prova, medidas de forma sistemática e repetidas em todos os casos.

Para a caracterização das inclusões, quanto à sua composição e comprovação de que realmente se tratavam de inclusões não metálicas, foram realizadas análises via EDAX em Microscópio Eletrônico de Varredura, marca Philips, modelo XL-30.

3.2 – Estudos com MIG Pulsado

3.2.1 – Determinação dos parâmetros no processo MIG Pulsado

Para avaliação da influência dos parâmetros do MIG Pulsado sobre a formação de inclusões e tenacidade do metal de solda foram selecionadas condições que permitissem a obtenção de frequências variadas de transferência metálica da ponta do arame para a poça de fusão.

Isto foi possível trabalhando-se simultaneamente com a velocidade do arame e o diâmetro da gota a ser transferida para a poça de fusão. Considerando a equação 4, é possível relacionar e calcular o período total T para a transferência de uma gota, em função da velocidade do arame, diâmetro da gota e diâmetro do arame. Este período T em ms permite calcular a frequência de transferência f , através da equação 5.

Assim, elegendo adequadamente os valores da velocidade de alimentação do arame (V_{ar}), do diâmetro da gota (D_g), e diâmetro de arame (D_{ar}), se oportuniza a variação da frequência de transferência. Conseqüentemente, foram

selecionadas três velocidades de alimentação do arame e dois diâmetros de gota, para um arame de 1,2mm de diâmetro.

O arame utilizado foi o ER410NiMo, cuja composição química é mostrada na tabela 8. Trata-se de um arame maciço, escolhido pelas mesmas razões apontadas no item 3.1.1. A análise química deste arame foi conduzida através de espectrometria de absorção/emissão atômica com atomização em chama e, análise por queima em forno de indução e detecção por infravermelho.

Tabela 8: Composição química em peso do arame maciço ER410NiMo aplicado nos experimentos com MIG Pulsado

Cr	Ni	Mo	C	Si	Fe
12,7	4,2	0,65	0,02	0,35	Bal.

Optou-se para desempenhar as soldagens por uma fonte Inversal 450, que permite trabalhar com o processo MIG Pulsado, sendo factível a seleção das variáveis I_p , I_b , t_p , t_b e a velocidade de alimentação do arame (V_{ar}), operando no modo por imposição de corrente.

As velocidades do arame selecionadas foram de 3, 4 e 5 m/min, e os diâmetros de gota (D_g) 1,2 e 1,4mm. Considerando o diâmetro do arame empregado de 1,2mm, são mostradas na tabela 9 os períodos T e as frequências de transferência f de gotas utilizadas, calculadas a partir das equações 4 e 5.

Tabela 9: Período e Frequência de transferência de gotas nos experimentos em MIG Pulsado

Diâmetro do arame - D_{ar} [mm]	Diâmetro da gota - D_g [mm]	Velocidade do arame - V_{ar} [m/min]	Período T (ms) $T = 40 \cdot D_g^3 / V_{ar} \cdot D_{ar}^2$	Frequência $f = 1000/T$ [Hz]
1,2	1,2	3	16	63
		4	12	83
		5	9,6	104
	1,4	3	25,4	39
		4	19,1	52
		5	15,2	66

Para cada velocidade do arame utilizada, foi determinada a corrente média necessária para estabilizar o arco. Isto foi efetivado através de testes preliminares, que consideraram os resultados de LAGARES (2001). Estes testes foram efetuados visando obter transferência sem curto-circuito e variações no comprimento do eletrodo, sinais que a equação do consumo descrita pela equação 6 não está sendo satisfeita. Após estes testes selecionaram-se as correntes médias mostradas na tabela 10, para cada velocidade de alimentação do arame.

Tabela 10: Corrente média utilizada para cada velocidade de alimentação do arame nos testes em MIG Pulsado

Velocidade de alimentação do arame - V_{ar} [m/min]	Corrente média utilizada I_m [A]
3	112,5
4	146,7
5	177,7

Para a comprovação das condições de uma gota por pulso (UGPP), essenciais para que os valores de frequência mostrados na tabela 9 fossem verdadeiros, foram realizados testes através do sensor ótico desenvolvido no Laprosolda da UFU, nos moldes do trabalho de MIRANDA e FERRARESI (2003).

Para estes testes foram escolhidas várias combinações, resultantes das seguintes condições iniciais:

- corrente média I_m , conforme mostradas na tabela 10;
- períodos T , segundo mostrado na tabela 9, resultante da seleção do diâmetro do arame, do diâmetro da gota e da velocidade do arame;
- corrente de pulso I_p de 300 A, valor normalmente utilizado para um arame de 1,2mm de diâmetro

A partir destas condições iniciais, foram arbitrados diversos tempos de pulso t_p , variando entre 4 a 6 ms. Com os valores do período T e tempo de pulso t_p , obteve-se o tempo de base t_b , através da equação 3. O valor faltante de I_b é calculado através da equação 1, a partir dos valores de I_m , I_p , t_p e t_b .

A tabela 11 mostra todas as condições testadas pelo sensor ótico, considerando as velocidades do arame utilizadas, as respectivas correntes médias aplicadas e os valores de I_p , t_p , I_b e t_b . Trabalhando-se com corrente de pulso I_p de 300 A e com a variação dos valores de t_p , buscou-se através do sensor ótico, aquilatar com quais combinações era atingida a condição de uma gota por pulso (UGPP). Este procedimento visou satisfazer a equação 2 do parâmetro de destacamento da gota, que prevê que a condição de UGPP dependerá somente dos valores de I_p e t_p .

A corrente de base I_b foi utilizada como o ajuste a ser feito, de modo que a corrente média fosse mantida constante para uma dada velocidade do arame, de forma a satisfazer a equação do consumo.

Para a concretização destes testes, empregou-se um gás de proteção contendo Ar-4%CO₂, numa vazão de 15l/min. A distância, bico de contato peça (DBCP), foi mantida constante em 15mm.

Tabela 11 : Parâmetros utilizados na determinação da condição de UGPP

V_{ar} [m/min]	I_m [A]	D_g [mm]	T [ms]	t_p [ms]	t_b [ms]	I_p [A]	I_b [A]
3	112,5	1,2	16	4,0	12	300	50
				4,5	11,5	300	39,1
				5,0	11	300	27,3
				5,5	10,5	300	14,3
				6	10	300	0
		1,4	25,4	4,0	21,4	300	77,5
				4,5	20,9	300	72,1
				5,0	20,4	300	66,5
				5,5	19,9	300	60,6
				6	19,4	300	54,4
4	146,4	1,2	12	4,0	8	300	69,6
				4,5	7,5	300	54,3
				5,0	7	300	36,7
				5,5	6,5	300	16,5
		1,4	19,1	4,0	15,1	300	105,7
				4,5	14,6	300	99,0
				5,0	14,1	300	91,9
				5,5	13,6	300	84,3
				6	13,1	300	76,0
5	177,5	1,2	9,6	4,0	5,6	300	90,0
				4,5	5,1	300	69,4
				5,0	4,6	300	44,3
				5,5	4,1	300	13,2
		1,4	15,2	4,0	11,2	300	133,8
				4,5	10,7	300	126,0
				5,0	10,2	300	117,5
				5,5	9,7	300	108,0
				6	9,2	300	97,6

3.2.2 – Análise do formato do cordão de solda e formação de inclusões no processo MIG Pulsado

O trabalho de PEREIRA (2000) indicou que a molhabilidade, dos cordões de solda por ele obtidos pelo processo MIG Pulsado, não apresentou um bom perfil, com baixa molhabilidade, alta penetração central e elevada diluição. Visando determinar o formato do cordão a ser obtido com MIG Pulsado na condição de UGPP, foram realizados depósitos de simples cordão, sobre chapas de aço inoxidável AISI 304 de dimensões 200mm x 40mm x 5mm.

Neste caso foram utilizados dois gases de proteção: 1) mistura Ar-4%CO₂; 2) mistura Ar-18%He-1%CO₂. Esta escolha levou em conta os resultados obtidos nas etapas anteriores do presente trabalho, onde o teor de CO₂ afetou as propriedades mecânicas do metal de solda. O arame utilizado foi o ER410NiMo, com diâmetro de 1,2mm e a composição química mostrada na tabela 8.

Foram realizados depósitos para cada combinação de velocidade do arame (3) X diâmetro da gota (2) X tipo de gás de proteção (2), totalizando 12 amostras. Todos os parâmetros utilizados estavam na condição de UGPP, determinadas conforme descrito no item anterior.

Para poder comparar o perfil do cordão de solda obtido por diferentes velocidades do arame, lançou-se mão de um artifício que padronizasse o ensaio. Assim, manteve-se constante a relação $V_{ar} / V_{soldagem}$, de modo que a quantidade de metal de adição por unidade de comprimento fosse mantida constante. Desta forma foi possível padronizar a área do reforço na seção transversal do cordão de solda, que permaneceu constante para todos os casos. Na tabela 12 são mostradas as velocidades do arame e as respectivas velocidades de solda empregadas, de forma que a relação $V_{ar}/V_{soldagem}$ escolhida fosse de 0,20.

Tabela 12 : Velocidades do arame e soldagem utilizadas para cotejo de perfil de cordão em MIG Pulsado

Velocidade do arame [m/min]	Velocidade de soldagem [cm/min]
3	15
4	20
5	25

Para regular a velocidade de soldagem foi utilizado um sistema de deslocamento regulável Tartilope, versão 1. A pistola presa ao Tartilope foi posicionada na posição vertical, com a distância bico de contato peça DBCP mantida constante em 18mm.

A análise do perfil, dos cordões de solda, foi realizado na seção transversal das 12 amostras, após corte, lixamento em lixas 220, 320, 400 e 600, polimento com alumina 1 m e ataque com solução de Villela. Os perfis dos cordões, cujo aspecto é mostrado na figura 19, foram fotografados numa Lupa estereoscópica, utilizando-se uma máquina fotográfica digital.



Figura 19: Macrografia utilizada para avaliar perfil de cordões, obtido pelo processo MIG Pulsado.

A análise das dimensões para determinação da molhabilidade e diluição foi efetivada através do programa de análise de imagens (*Image Pro Plus*). Com as macrografias obtidas mediram-se os valores do reforço R, da largura L, da área de penetração A_1 e área de reforço A_2 , exibidas na figura 19, para todos os perfis de cordão. Como medida de molhabilidade utilizou-se a relação R / L , sendo R o reforço do cordão e L a largura do mesmo. A diluição – D, foi medida pela equação 7, a partir das áreas A_1 e A_2 .

$$D = [A_1 / (A_1 + A_2)] \cdot 100 \text{ [%]}$$

[7]

As mesmas amostras aproveitadas para o exame do perfil do cordão de solda foram também usadas para analisar a formação de inclusões no metal de solda. Desta forma, as amostras foram novamente polidas em pasta de diamante 6 e 1,0 μ m e então fotografadas em um microscópio ótico com aumento de 1000x. Realizaram-se cerca de 20 fotos de cada amostra na região do cordão de solda, que foram utilizadas para medir o tamanho e fração volumétrica das inclusões através do programa *Image Pro Plus*.

3.2.3 – Ensaio Charpy das amostras soldadas com MIG Pulsado

A medida de tenacidade do metal de solda foi levada a cabo por ensaio Charpy, com rasgo em V (10mm x 10mm x 55mm, V a 45° com 2mm de profundidade e raio de 0,25mm no vértice). Para obtenção dos corpos de prova Charpy, foram realizadas soldagens em juntas tipo V, em chapas de aço inoxidável AISI 304 de 25,4 mm de espessura, conforme mostrado na figura 20.

As soldagens foram efetuadas manualmente, por um soldador qualificado, devido às dificuldades em sobrepor os cordões dentro do chanfro em V. O material base foi pré-aquecido até 200 °C antes da soldagem, tendo-se controlado a temperatura interpasses entre 200 a 250 °C. Entre os diversos passes, possíveis defeitos de soldagem foram retirados por esmerilhamento. O número de cordões para o enchimento de junta em V variou entre 24 a 30 passes.

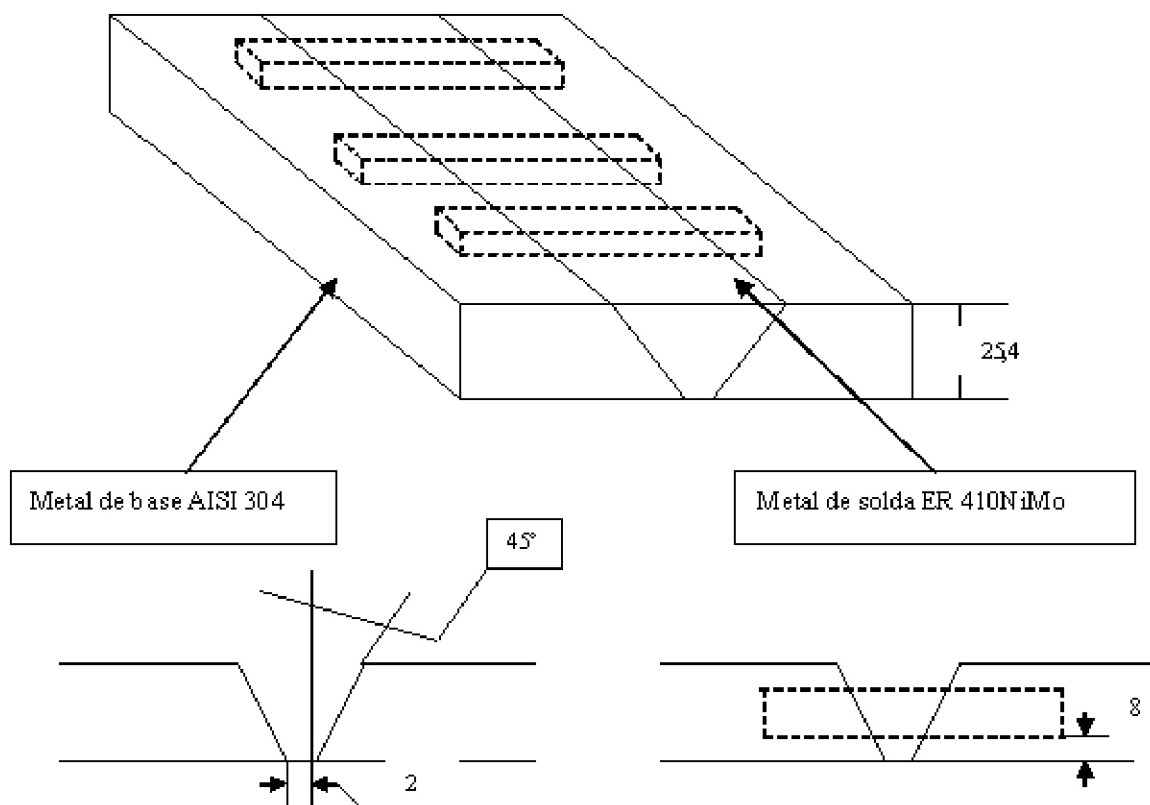


Figura 20: Representação esquemática da junta soldada pelo processo MIG Pulsado, para obtenção de corpo de prova Charpy.

Testadas quatro condições de soldagem em MIG Pulsado na condição de uma gota por pulso (UGPP), mostradas na tabela 13. Optou-se por trabalhar apenas com quatro condições, devido à dificuldade na obtenção dos corpos de prova Charpy. Entre as condições ensaiadas, foram selecionadas aquelas que acarretavam maior e menor frequência de transferência f , exibidas na tabela 9. Para verificar a influência do gás de proteção, foram utilizados dois diferentes gases: 1) Ar-4%CO₂; 2) Ar-18%He-1%CO₂. As condições experimentadas e seus parâmetros de soldagem são apontadas na tabela 13.

Tabela 13: Condições e parâmetros usados na solda MIG Pulsado para obtenção de corpos de prova Charpy

Gás de proteção	V_{ar} [m/min]	D_g [mm]	f [Hz]	I_p [A]	t_p [ms]	I_b [A]	t_b [ms]
Ar-4%CO ₂	5	1,2	104	300	5,5	13,2	4,1
	3	1,4	39	300	6	54,4	19,4
Ar-18%He-1%CO ₂	5	1,2	104	300	5,5	13,2	4,1
	3	1,4	39	300	6	54,4	19,4

Os corpos de prova confeccionados por usinagem, foram cortados, fresados e retificados até as dimensões finais. O rasgo em V, realizado por fresamento com fresa e perfil indicado pela norma.

Confeccionados os corpos de prova, selecionaram-se duas condições para teste do ensaio Charpy:

- corpos de prova na condição como soldado;
- corpos de prova que sofreram tratamento térmico posterior (TTPS), revenidas a 600 C por duas horas.

O ensaio Charpy foi efetivado à temperatura ambiente, em equipamento marca Shimadzu, capacidade para até 295J. Para os corpos de prova na condição como soldado foram feitos testes em três corpos de prova, enquanto que, para os corpos de prova tratados termicamente, empregaram-se dois corpos de prova.

O restante do material, de onde foram retirados os corpos de prova Charpy, empregou-se para a medição de dureza, caracterização microestrutural e avaliação da presença de inclusões, conforme os procedimentos já descritos no item 3.1.2.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – MIG Convencional

Os estudos, concretizados pelo processo MIG convencional, focavam a influência do tipo de gás de proteção nas propriedades mecânicas do metal de solda. Assim sendo, era fundamental tomar os devidos cuidados para garantir que as análises fossem realizadas somente na região do metal de solda. Por esta razão, os exames foram realizados na 4ª camada depositada segundo indicado na figura 18.

A composição química do material retirado da 4ª camada, das amostras soldadas, é indicada na tabela 14. Um aspecto relevante é a variação do teor de C, em função do gás de proteção. Os maiores teores de C ocorreram nas amostras soldadas com CO₂ puro, seguido da mistura Ar-20%CO₂ e finalmente Ar-8%CO₂.

Este comportamento aponta para a tendência de incorporação do C, proveniente do gás de proteção, no metal de solda durante a soldagem. O valor medido para o CO₂ puro de 0,141%C é significativamente maior que o previsto pelo fabricante do arame (0,03%C), e considerando que na 4ª camada não haveria mais a influência da diluição do metal base (aço baixo carbono), a única fonte de C seria o do gás de proteção. A quantidade de C foi ainda diretamente proporcional ao teor de CO₂ do gás de proteção, mostrando que a incorporação de C depende da quantidade de C disponível.

Tabela 14 : Análise química do metal de solda em MIG convencional – 4ª camada
– [% em massa]

Arame	Gás de proteção	C	Cr	Ni	Mn	Si
E410NiMo	Ar-8% CO ₂	0,031	10,0	3,77	0,30	0,30
	Ar-20% CO ₂	0,081	10,8	4,05	0,28	0,29
	CO ₂ puro	0,141	10,3	4,15	0,23	0,25

Considerando os resultados de PEREIRA (2000) e GOOCH (1995), o controle do teor de C no metal de solda é fundamental para garantir uma maior tenacidade, poder-se-ia mencionar que a mistura Ar-8%CO₂ foi a mais adequada a ser utilizada, visto que resultou em 0,031%C.

Outro resultado a ser considerado seria a variação dos teores de Mn e Si. Nota-se que seus teores são reduzidos conforme o gás de proteção possua um maior potencial de oxigênio, diretamente dependente da concentração de CO₂. Este comportamento pode ser considerado normal, pois estes elementos agem como desoxidantes e tendem a ser consumidos devido às reações de desoxidação.

Uma forma de confirmar a incorporação de C pelo metal de base é através de medidas de dureza. Por se tratar de aço inoxidável martensítico de alta temperabilidade, a dureza será dependente do teor de C presente na martensita formada durante o resfriamento pós-soldagem. Para confirmar a formação desta martensita é apresentada a figura 21, onde é observada a microestrutura da região da 4ª camada, quando soldado com CO₂ puro. Nota-se que esta é composta basicamente de martensita. A presença de inclusões – pontos pretos - também pode ser apreciada, visto que neste caso elas são de tamanho significativo.

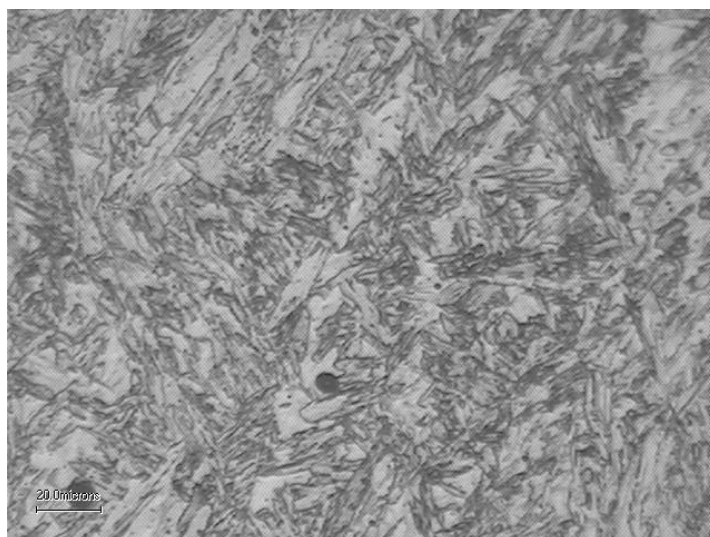


Figura 21: Metalografia do metal de solda do arame ER410NiMo soldado com CO₂ puro. Ataque – Villela.

Na figura 22 são apresentadas as curvas de dureza na seção transversal das amostras soldadas com arame ER410NiMo, partindo-se do metal de base até atingir a 4ª camada, para os diferentes gases de proteção testados. Ao comparar a dureza na 4ª camada das três amostras, verifica-se que seu valor não se mantém constante. A maior dureza de 400HV ocorreu para a amostra soldada com o CO₂ puro. À medida que o gás de proteção tem menor percentual de CO₂, a dureza decresce progressivamente, atingindo 350HV para a mistura Ar-8%CO₂. Estes valores de dureza são compatíveis com os apresentados por PEREIRA (2000), que obteve durezas variando entre 300 a 330HV, para a mistura Ar com 2%O₂.

Os resultados, do ensaio de dureza, tendem a confirmar a incorporação do C pelo metal de solda, proporcionalmente ao teor de CO₂ do gás de proteção utilizado. Isto reforça, ainda mais, a certeza de que gases contendo elevadas frações de CO₂ devem ser evitados, pois a dureza do metal de solda será elevada, acarretando redução da tenacidade do material.

Além da dureza, outro fator que reduziria a tenacidade seria a presença de inclusões. Segundo LIAO (1998), gases de proteção contendo maiores quantidades de O₂ e CO₂ tendem a diminuir a tenacidade do metal de solda, devido à formação de inclusões do tipo óxido. Tal comportamento foi confirmado nos trabalhos de HENKE (1998) e PEREIRA (2000), onde se associou o decréscimo da tenacidade no ensaio Charpy, em cordões de solda obtidos com eletrodos ER410NiMo, à presença de inclusões.

A figura 23 exhibe micrografias do metal de solda, cuja execução se deu com diferentes gases de proteção, sem ataque químico, em que as inclusões aparecem como pontos escuros distribuídos pela matriz. A presença de inclusões é evidente para os diferentes tipos de gases de proteção. Nas amostras soldadas com CO₂ puro são visíveis inclusões de grande tamanho (as maiores alcançaram até 60 μ m), enquanto que, para os demais gases de proteção as inclusões são bem menores.

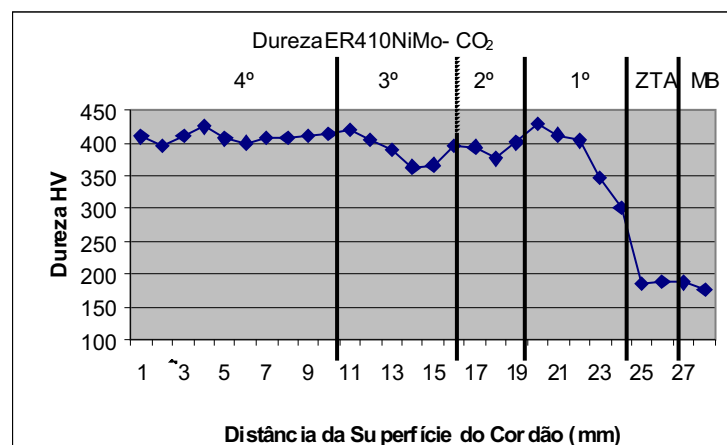
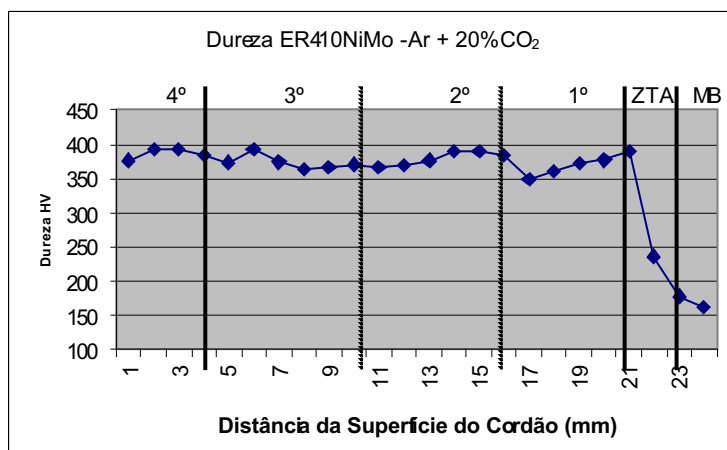
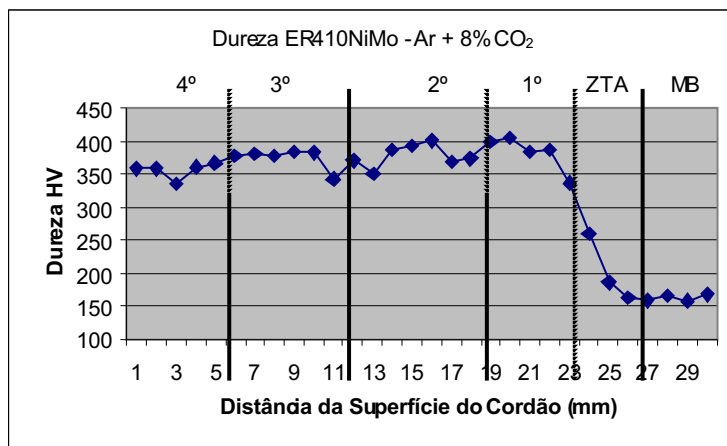
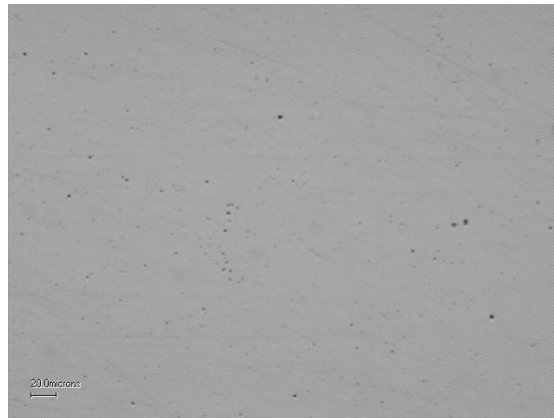
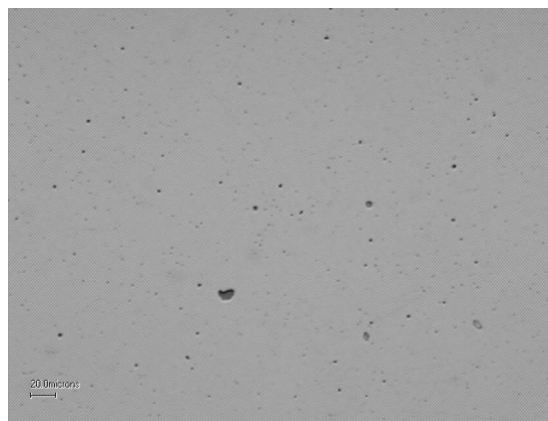


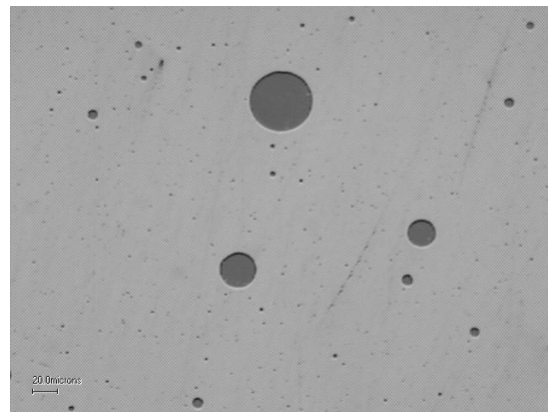
Figura 22: Medidas de dureza ao longo dos cordões de solda para o arame ER410NiMo soldado em MIG convencional.



(a)



(b)



(c)

Figura 23: Inclusões no metal de solda do arame ER410NiMo soldado com:
a) mistura Ar -8% CO₂; **b)** mistura Ar-20% CO₂; **c)** CO₂ puro

Na tabela 15 são exibidos os valores de fração volumétrica e, tamanho das inclusões observadas na região da 4^a camada, medidas pelo programa de análise de imagens. Nota-se que o CO₂ puro acarretou a formação de inclusões maiores e em maior fração volumétrica. Menores inclusões e frações volumétricas ocorrem

à medida que o gás de proteção apresenta menor fração de CO₂.

As grandes inclusões observadas nas amostras soldadas com CO₂ puro tendem a fragilizar o metal de solda, conforme verificado por Henke (1998).

A formação de inclusões, segundo LIAO (1998) e GRONG¹(1994), deve-se ao potencial de oxigênio do gás de proteção, que depende dos teores de O₂ e CO₂, do gás de proteção. Assim, os resultados obtidos são normais quanto à fração volumétrica medida para cada gás de proteção.

Há poucos dados disponíveis sobre tamanho e fração volumétrica de inclusões em aços inoxidáveis. Esta fração depende fortemente do processo de soldagem, e varia consideravelmente quando comparados os processo Eletrodo Revestido e MIG/MAG, arame sólido ou tubular. O tamanho das inclusões, observadas e indicadas na tabela 15, é ligeiramente maior que os obtidos por RODRIGUES et al (2003), porém, se comparados com os observados por HENKE (1998), assemelham-se menores. Em comparação com aços C-Mn (GRONG¹, 1994), as inclusões aferidas apresentaram-se maiores e em maior fração volumétrica.

Tabela 15: Fração volumétrica, tamanho médio de inclusões observadas no metal de solda do arame ER410NiMo em função do gás de proteção.

Arame	Gás de proteção	Fração Volumétrica [%]	Diâmetro médio ±DP [μm]
ER410NiMo	Ar-8%CO ₂	0,50	1,50±0,56
	Ar-20% CO ₂	0,52	1,81±0,57
	CO ₂ puro	0,95	2,96±1,02

As inclusões observadas nas diversas amostras foram analisadas também via MEV, para sua devida caracterização. Na figura 24 são exibidos os espectros obtidos por análise do EDAX, tanto da matriz quanto da inclusão. A matriz do metal de solda é composta basicamente por Fe, Cr, Ni, Mn, Mo e Si, cujos picos aparecem devidamente identificados. No espectro da inclusão revelam-se os picos do oxigênio e dos principais desoxidantes como Si, Mn, Ti e Cr. Estes

resultados são consistentes com os obtidos por RODRIGUES et al (2003) e HENKE (1998), confirmando se tratarem de inclusões não metálicas do tipo óxido.

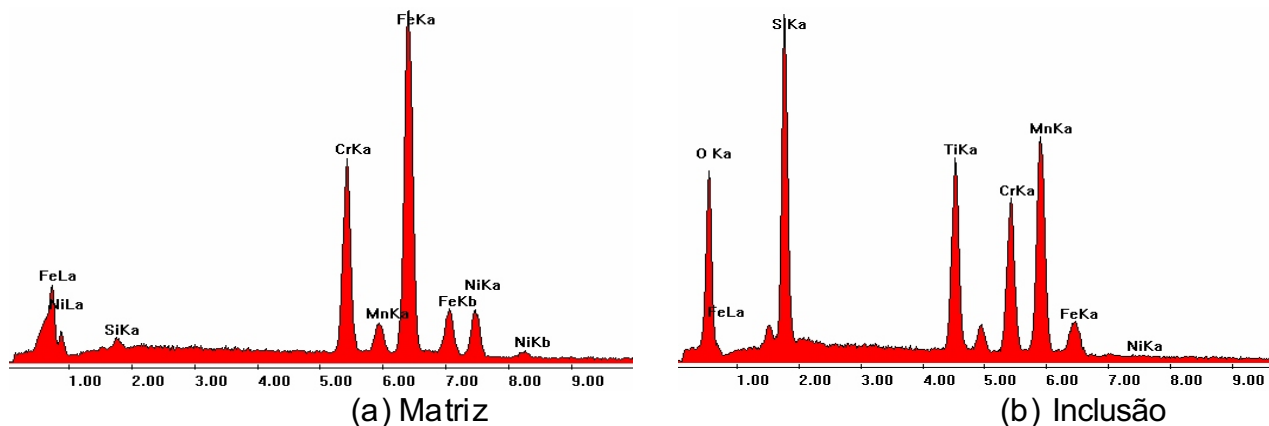


Figura 24: Espectros do EDAX da matriz e das inclusões do metal de solda do arame ER410NiMo soldado em MIG convencional.

Os resultados revelados não recomendam a utilização do CO₂ puro para o arame ER410NiMo (elevada dureza e presença de inclusões volumosas no metal de solda), entretanto a mistura Ar-8%CO₂ mostrou-se satisfatória (durezas compatíveis com as obtidas com outros gases recomendados, e inclusões de tamanho e em fração volumétrica menores).

Fica evidenciado a intensa influência da composição do gás de proteção, que deve possuir baixa quantidade de CO₂ e O₂, para favorecer menor dureza do metal de solda e inclusões menores e com menor fração volumétrica.

4.2 – MIG Pulsado

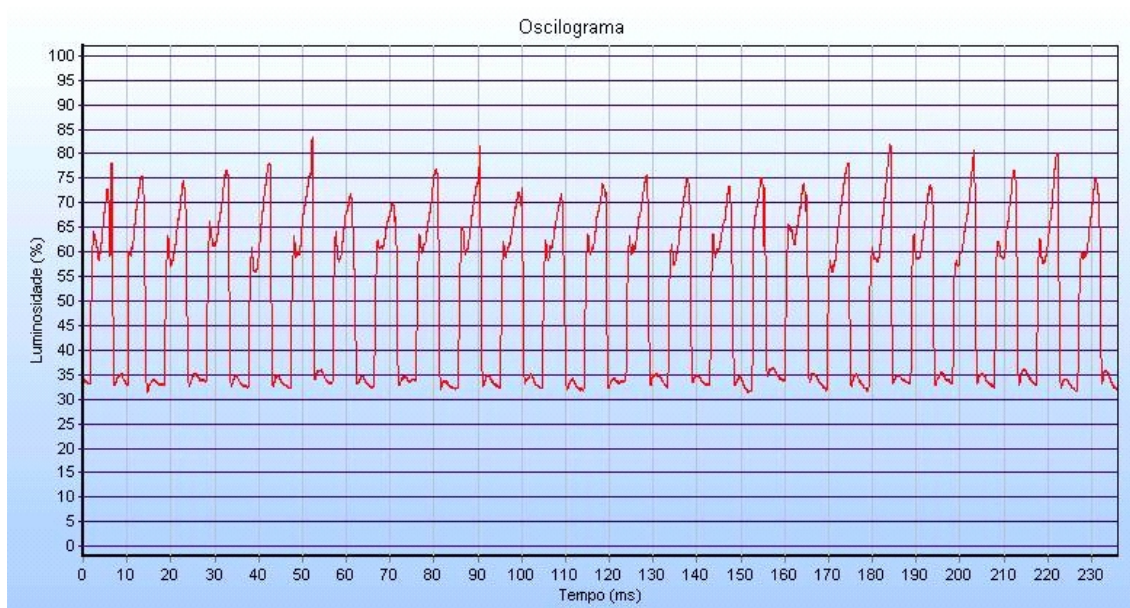
4.2.1 – Determinação das condições de UGPP

Os ensaios para a determinação das condições de uma gota por pulso (UGPP) foram elaborados no LAPROSOLDA – UFU. Para tanto, executaram-se vários corpos de prova, com parâmetros previamente selecionados conforme evidenciados na tabela 11.

Partindo-se de condições iniciais pré-determinadas: 1) corrente média constante para cada velocidade do arame utilizada; 2) corrente de pulso I_p constante e igual a 300 A; 3) períodos T ajustados para obtenção de diâmetros de gota D_g de 1,2 e 1,4mm, para tanto, foram selecionados tempos de pulso t_p entre 4 a 6ms, buscando verificar em que situações a condição de uma gota por pulso (UGPP) seria atingida.

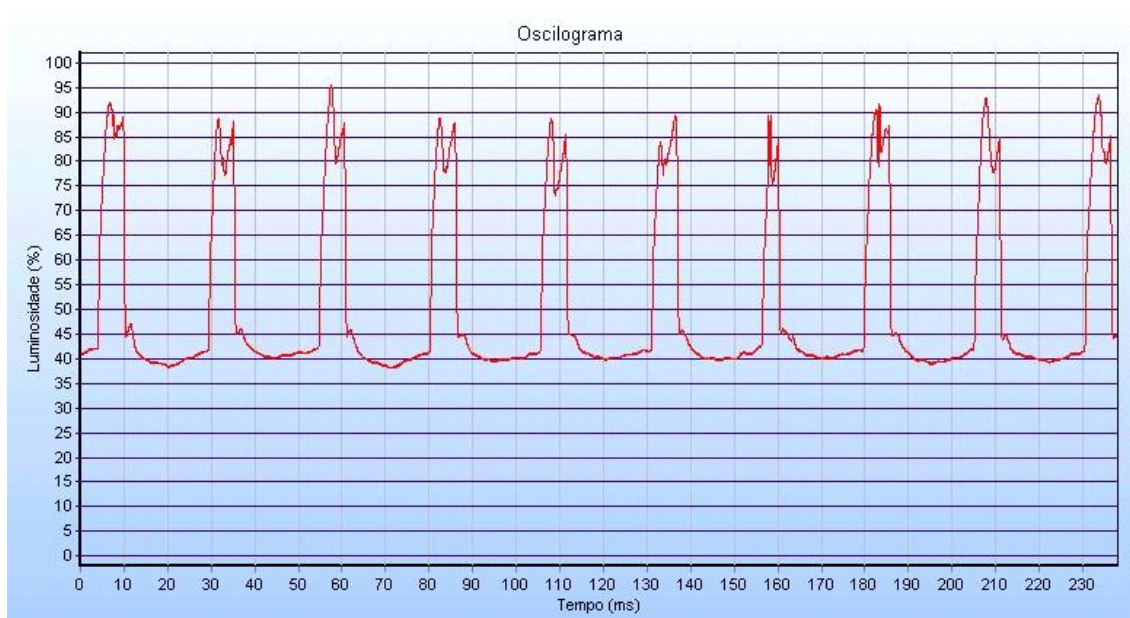
Dentro dos trinta experimentos realizados nestas condições, constataram-se diferentes comportamentos em relação à formação e desprendimento da gota durante o ciclo de imposição de corrente. Entre todos estes casos observou-se que poderia ocorrer a formação de menos de uma gota por pulso (-UGPP), uma gota por pulso (UGPP) e mais de uma gota por pulso (+UGPP).

A classificação da condição de transferência nas situações anteriormente descritas (-UGPP, UGPP e +UGPP), foi definida pela análise dos gráficos de luminosidade mostrados nas figuras 25 a 28. Estes gráficos ilustram a variação da luminosidade durante o ciclo de imposição de corrente no MIG Pulsado. Quando a corrente muda da base para o pulso, a luminosidade aumenta subitamente, devido à expansão do arco elétrico e aumento da tensão do arco. Quando a corrente muda do pulso para a base ocorre a queda da luminosidade, devido a queda da tensão e pequena redução do arco elétrico. A condição de UGPP é registrada graficamente nas figuras 25 e 26, sendo caracterizada por uma queda na luminosidade (sinal do sensor ótico) em todos os pulsos, sem sinais irregulares nos demais instantes. Nestes dois casos, foi possível obter a condição de UGPP para duas condições iniciais bastante diferenciadas, tanto em relação á corrente média (177,5 e 112,5 A , quanto à frequência de transferência das gotas (104 e 39 Hz).



$I_p = 300 \text{ A}$ $t_p = 5,5 \text{ ms}$ $I_b = 13,2 \text{ A}$ $t_b = 4,1 \text{ ms}$ $I_m = 177,5 \text{ A}$ $f = 104 \text{ Hz}$

Figura 25: Gráfico de luminosidade obtido pelo sistema ótico na condição de Ugpp para mistura Ar-4%CO₂, Dg = 1,2mm, Var = 5 m/min



$I_p = 300 \text{ A}$ $t_p = 6,0 \text{ ms}$ $I_b = 54,5 \text{ A}$ $t_b = 19,4 \text{ ms}$ $I_m = 112,5 \text{ A}$ $f = 39 \text{ hz}$

Figura 26: Gráfico de luminosidade obtido pelo sistema ótico na condição de Ugpp para mistura Ar-4%CO₂, Dg = 1,4 mm, Var = 3 m/min

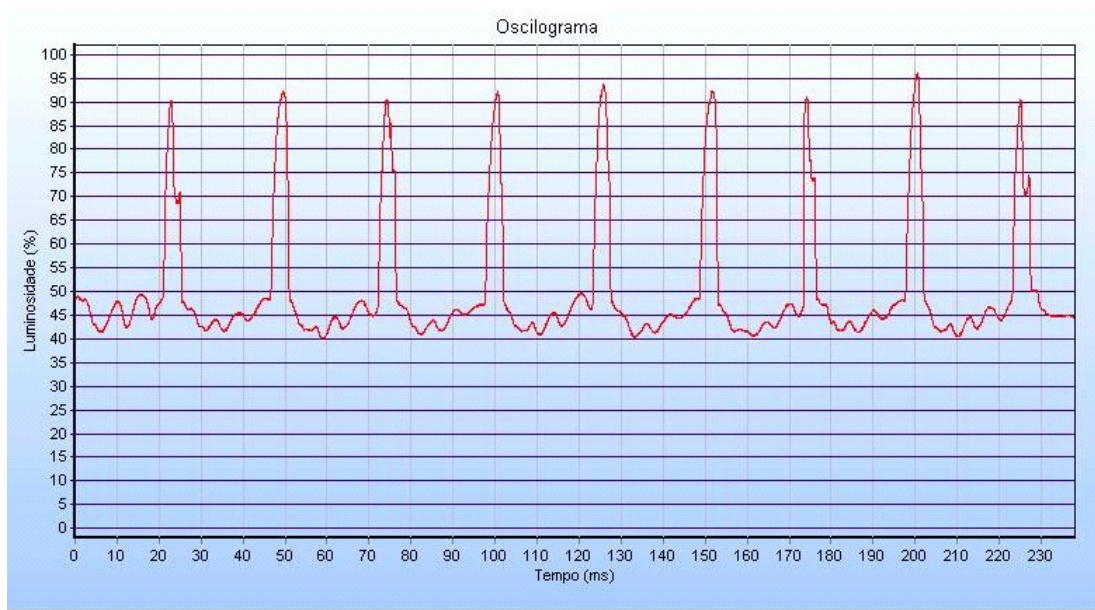


Figura 27: Gráfico de luminossidade obtido pelo sistema ótico na condição de - UGPP para mistura Ar-4%CO₂, Dg = 1,4 mm, Var = 3 m/min.

Neste diagrama a instabilidade fica caracterizada pela descontinuidade na base e a eventual liberação de uma ou outra gota no pulso.

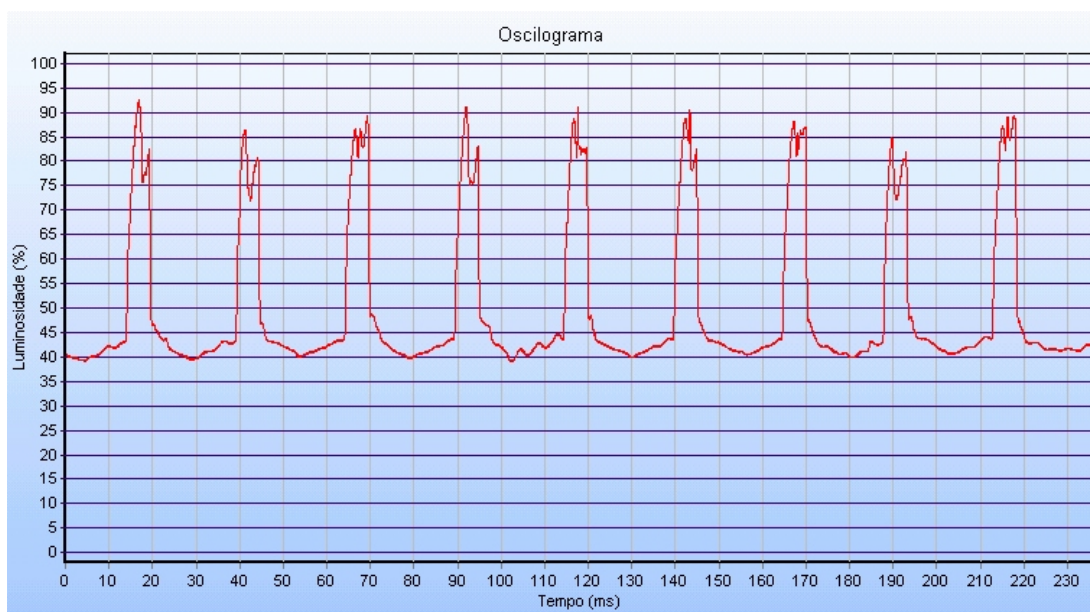
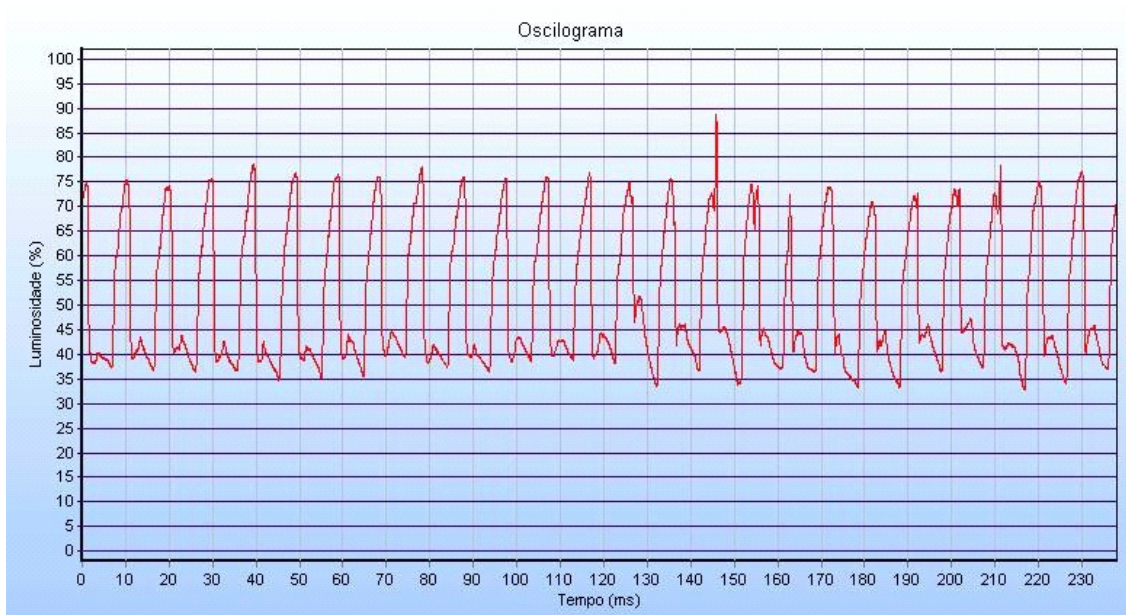


Figura 28: Gráfico de luminossidade obtido pelo sistema ótico na condição de + UGPP para mistura Ar-4%CO₂, Dg = 1,4 mm, Var = 3 m/min

As condições apresentadas no oscilograma evidenciam mais de uma variação na região de pulso, caracterizando mais de uma gota por pulso.

Alguns comportamentos irregulares também foram observados, tais como o mostrado na figura 29. Neste caso, a maioria das gotas está se desprendendo próximo à corrente de base, onde são observadas as quedas de luminosidade referente à transferência metálica. Pode-se ainda notar a transferência de gotas ocorrendo no pulso, evidenciando a irregularidade do processo.



$I_p = 300 \text{ A}$ $t_p = 4,0 \text{ ms}$ $I_b = 90,0 \text{ A}$ $t_b = 5,6 \text{ ms}$ $I_m = 177,5 \text{ A}$ $f = 104 \text{ Hz}$

Figura 29: Gráfico de luminosidade obtido pelo sistema ótico com transferência irregular para mistura Ar-4%CO₂, $D_g = 1,4 \text{ mm}$, $V_{ar} = 5 \text{ m/min}$

Foi possível constatar, dos ensaios concluídos, que os valores do tempo de pulso entre 5 e 6 ms apresentaram as melhores condições de uma gota por pulso, mantidos os demais parâmetros como anteriormente definidos. Na tabela 16 são mostradas as condições iniciais testadas conforme indicadas na tabela 9, que resultaram em uma gota por pulso (UGPP).

Tabela 16: Condições iniciais, soldagem MIG Pulsado resultando em UGPP

V_{ar} [m/min]	I_m [A]	D_g [mm]	T [ms]	t_p [ms]	t_b [ms]	I_p [A]	I_b [A]
3	112,5	1,2	16	5,5	10,5	300	14,3
		1,4	25,4	6	19,4	300	54,4
4	146,4	1,2	12	5,5	6,5	300	16,5
		1,4	19,1	6	13,1	300	76
5	177,5	1,2	9,6	5,5	4,1	300	13,2
		1,4	15,2	5,5	9,7	300	108

4.2.2 – Estudo do perfil do cordão de solda obtido com uma gota por pulso (UGPP) e nível de inclusões resultante

Com as condições de uma gota por pulso (UGPP) determinadas no item anterior, foram realizados testes visando verificar o perfil do cordão de solda resultante. Assim, as doze condições de uma gota por pulso (UGPP) indicadas na tabela 16 foram utilizadas para obter cordões de simples deposição em chapas de aço inoxidável AISI 304.

Cordões materializados mantendo-se constante a relação $V_{ar}/V_{soldagem}$, conforme indicado na tabela 12, pretendendo-se padronizar a quantidade de material depositado por unidade de comprimento. Este procedimento permite comparar os diversos cordões, apesar de diferentes valores de corrente média de soldagem.

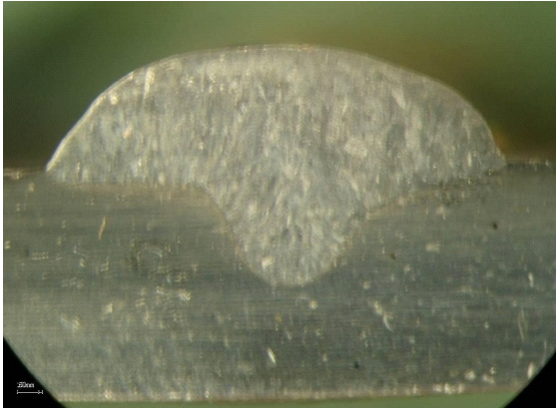
Os perfis dos cordões para as doze condições de soldagem, envolvendo dois diâmetros de gota, três velocidades do arame e dois tipos de gases de proteção, são apresentados nas figuras 30 e 31. A partir destas figuras calculou-se a diluição e a molhabilidade, cujos valores são indigitados nas tabelas 17 e 18, adiante.

Tabela 17: Diluição [%] dos cordões depositados por MIG Pulsado em UGPP

Gás de Proteção	Dgota [mm]	Var = 3m/min Vs = 15cm/min	Var = 4m/min Vs = 20cm/min	Var = 5m/min Vs = 25cm/min
Ar-4%CO ₂	1,2	34,8	36,0	42,8
	1,4	29,3	36,9	41,8
Ar-18%He-1%CO ₂	1,2	29,1	36,7	41,6
	1,4	30,4	35,2	38,5

Tabela 18: Relação R/L como medida de molhabilidade - MIG Pulsado em UGPP

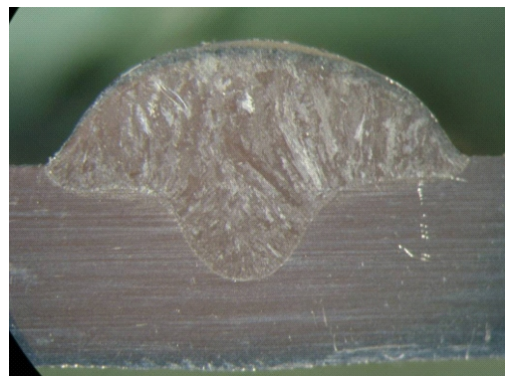
Gás de Proteção	Dgota [mm]	Var = 3m/min Vs = 15cm/min	Var = 4m/min Vs = 20cm/min	Var = 5m/min Vs = 25cm/min
Ar-4%CO ₂	1,2	0,27	0,23	0,22
	1,4	0,34	0,28	0,25
Ar-18%He-1%CO ₂	1,2	0,26	0,25	0,21
	1,4	0,24	0,29	0,23



Dg = 1,2mm

Dg = 1,4mm

Figura 30: Macrografias dos cordões de solda em simples deposição obtidos por MIG Pulsado (UGPP) para o gás de proteção Ar-18%He-1%CO₂.



Dg = 1,2mm

Dg = 1,4mm

Figura 31: Macrografias dos cordões de solda em simples deposição obtidos por MIG Pulsado (UGPP) para o gás de proteção Ar-4%CO₂.

Uma análise dos perfis de cordão de solda mostra que à medida que aumenta a velocidade de alimentação do arame (V_{ar}), maiores a molhabilidade e diluição, apesar de mantida a quantidade de material depositado por unidade de área constante. Considerando que a velocidade de alimentação do arame (V_{ar}) está diretamente relacionada à corrente de soldagem, evidencia-se a influência desta no perfil do cordão de solda. Com a elevação da corrente a frequência de transferência das gotas aumenta, e o arco tende a ser mais constante e uniforme do que em baixas frequências.

A influência da frequência de transferência pode ser visualizada quando se compara, para uma mesma velocidade do arame, as macrografias dos corpos de prova obtidos com diferentes tamanhos de gotas. Para uma gota maior, menor será a frequência, acarretando um cordão mais alto e de menor largura, com menor diluição, como pode ser constatado nas figuras 30 e 31.

Cotejando os resultados e considerando os diferentes gases de proteção, verifica-se que não existem diferenças significativas no perfil dos cordões, de forma que a molhabilidade e a diluição são aproximadamente iguais, para as mesmas condições de soldagem. Este resultado mostra que quaisquer destes dois gases poderiam ser aplicados para as três velocidades do arame testadas, pois a molhabilidade é satisfatória em todos os casos.

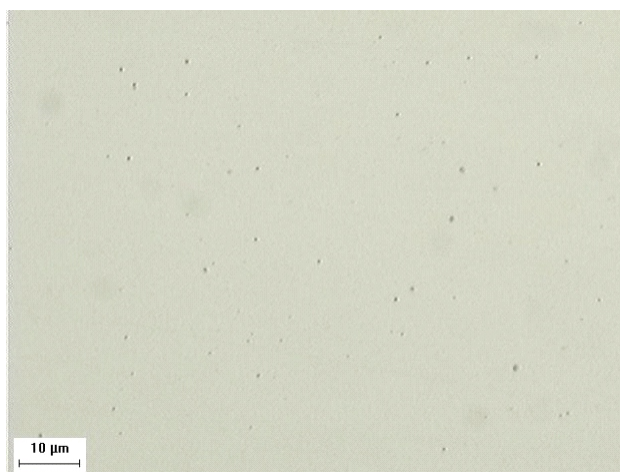
Um aspecto a ser comentado é a falta de simetria na parte inferior do cordão, onde o material base foi diluído. A penetração, na maioria dos casos, não se deu no centro do cordão. Isto ocorreu devido ao desvio do arco percebido durante a soldagem, que desloca a posição onde incide a maior penetração. Possíveis causas deste comportamento seriam o acontecimento de sopro magnético, ou uma distância bico de contato peça muito elevada (18mm no caso), mais susceptível ao efeito *Pinch*.

A ponderação, do nível de inclusões presentes nas amostras divulgadas nas figuras 30 e 31, objetivaria verificar a existência de alguma influência dos diversos gases de proteção e das condições de transferência metálica utilizadas. Uma análise de diversas regiões destas amostras demonstrou que as inclusões estão distribuídas uniformemente pelo metal de solda, não tendo sido observadas inclusões com dimensões expressivas. Nas figuras 32 a 35 são apresentadas as metalografias destas amostras, devidamente repolidas para observação das inclusões. De maneira geral as inclusões são muito pequenas, sendo em sua

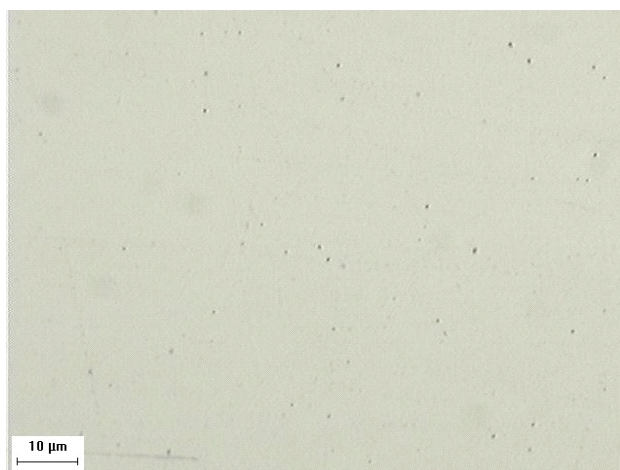
maioria inferiores a 1,0 m. Isto dificulta em muito a quantificação de nível de inclusões de forma confiável, pois o programa de análise de imagens depende de apreciável resolução, que é dificultada para dimensões ínfimas.

O fato do uso como metal base do aço inox AISI 304 contribuiu para minimizar a quantidade de inclusões observadas, pois a diluição é relativamente elevada. Esta afirmação baseia-se no fato do material base empregado possuir uma quantidade de inclusões menores ainda que aquelas observadas no metal de solda. A contagem das inclusões das amostras das figuras 32 a 35 não seria, portanto, representativa do cordão de solda contendo apenas o metal de adição, não obstante, este dado será levantado nos corpos de prova de ensaio Charpy, onde a diluição não terá mais efeito.

A seleção de um material de base com mínima quantidade de inclusões na confecção dos corpos de prova para ensaio Charpy, visou o desígnio de se constatar como o procedimento de soldagem afeta a formação de inclusões. A razão de um material de base com poucas inclusões, exclui uma possível fonte das mesmas, ensejando uma análise mais acurada.



(a) $V_{ar} = 5 \text{ m/min}$

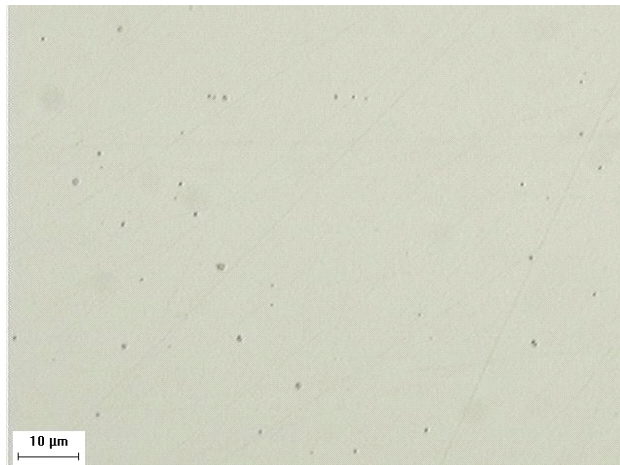


(b) $V_{ar} = 4 \text{ m/min}$



(c) $V_{ar} = 3 \text{ m/min}$

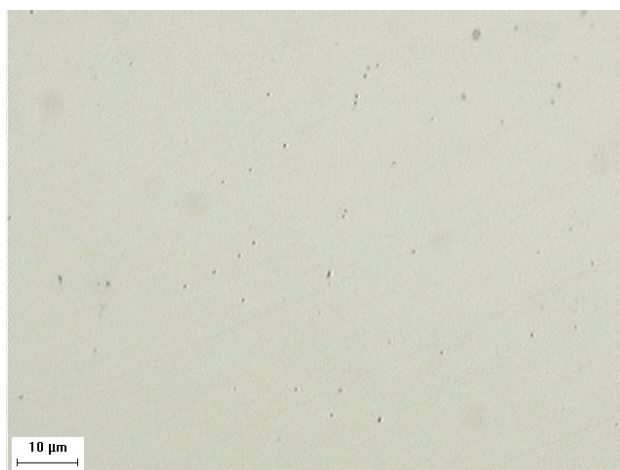
Figura 32: Metalografia mostrando as inclusões na amostra soldada com mistura Ar-18%He-1%CO₂, com $D_g = 1,2 \text{ mm}$ V_{ar} de 5, 4,



(a) $V_{ar} = 5 \text{ m/min}$

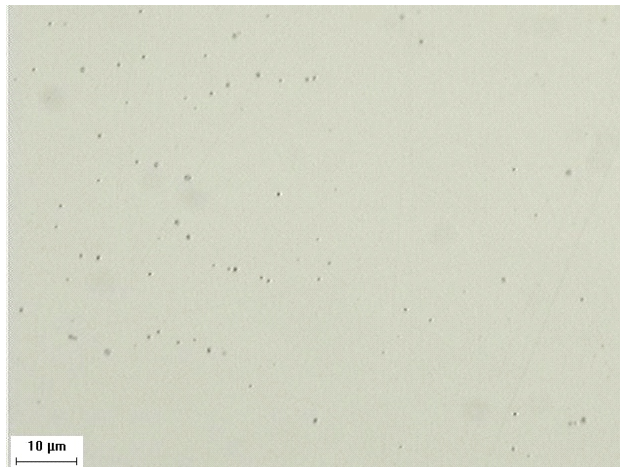


(b) $V_{ar} = 4 \text{ m/min}$

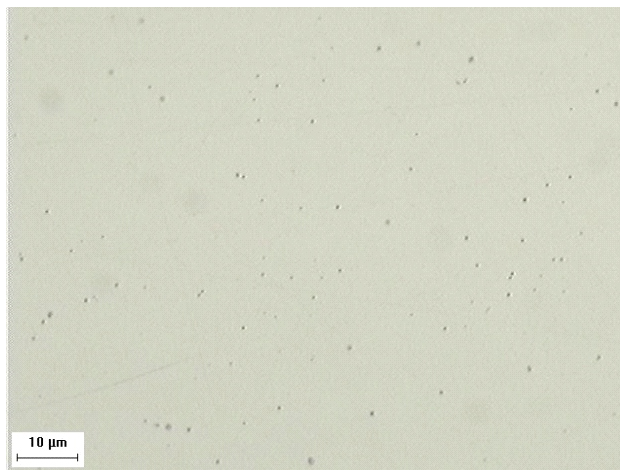


(c) $V_{ar} = 3 \text{ m/min}$

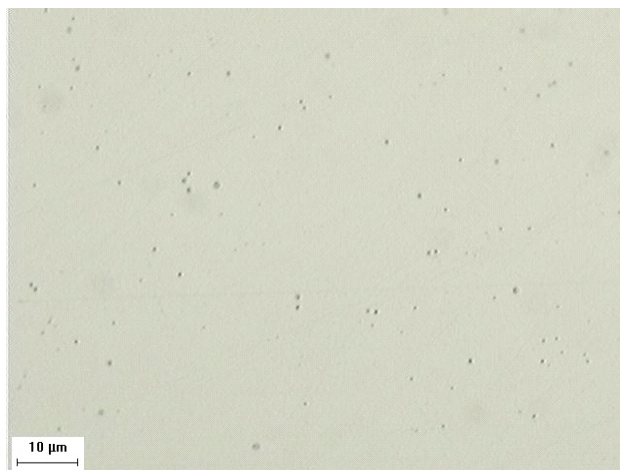
Figura 33: Metalografia mostrando as inclusões na amostra soldada com mistura Ar-18%He-1%CO₂, com $D_g = 1,4 \text{ mm}$



(a) $V_{ar} = 5 \text{ m/min}$

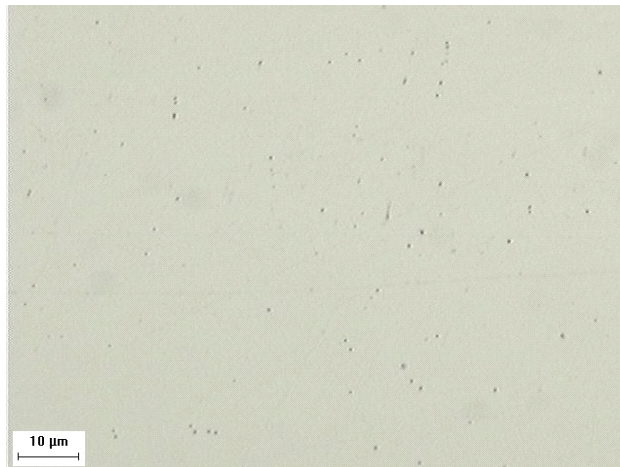


(b) $V_{ar} = 4 \text{ m/min}$

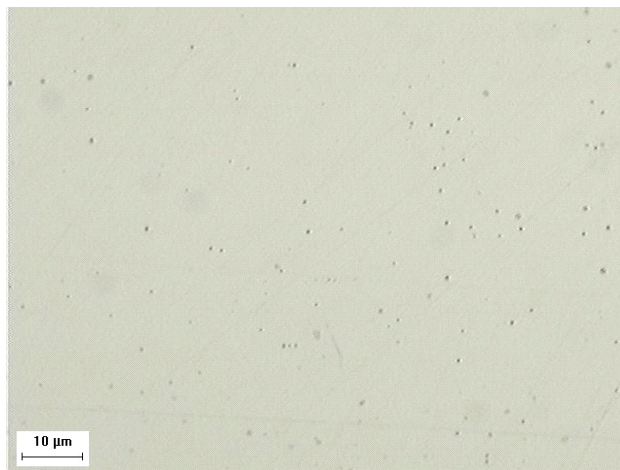


(c) $V_{ar} = 3 \text{ m/min}$

Figura 34: Metalografia mostrando as inclusões na amostra soldada com mistura Ar-4%CO₂, com $D_g = 1,2 \text{ mm}$ V_{ar} de 5, 4, 3 m/min



(a) $V_{ar} = 5 \text{ m/min}$



(b) $V_{ar} = 4 \text{ m/min}$



(c) $V_{ar} = 3 \text{ m/min}$

Figura 35: Metalografia mostrando as inclusões na amostra soldada com mistura Ar-4%CO₂, com $D_g = 1,4 \text{ mm}$ V_{ar} de 5, 4, 3 m/min

4.2.3 - Análise da tenacidade do metal de solda no estado como soldado

A figura 36 mostra os resultados do ensaio Charpy, efetivado nas amostras soldadas segundo os parâmetros da tabela 13.

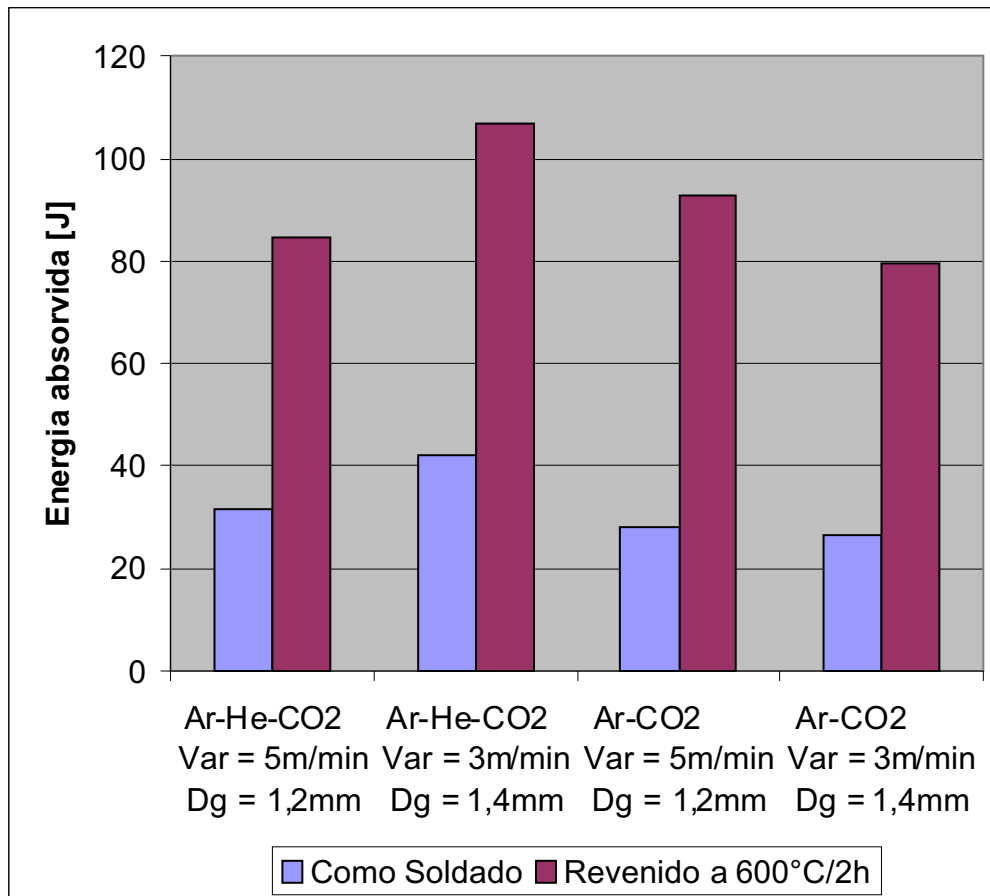


Figura 36: Valores do Ensaio Charpy a temperatura ambiente do metal de solda do arame ER410NiMo obtido por MIG Pulsado.

Acatados apenas os resultados das amostras na condição como soldado, constata-se que os valores de tenacidade Charpy são baixos, variando entre 26,7 a 42,2 J. Estes valores devem-se provavelmente a elevada temperatura de interpasse utilizada neste trabalho (200 a 250 °C), o que poderia ter ocasionado uma soldagem “austenítica”, com formação de martensita somente no resfriamento pós-soldagem. Este procedimento evitaria a formação de martensita

revenida na soldagem multi-passes, com conseqüente baixa tenacidade do metal de solda. Os valores obtidos são consistentes com os observados por PEREIRA (2000), que mediu 23J para soldagem sem controle da temperatura de interpasse.

Evidencia-se a grande influência exercida pela temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na condição como soldado, quando se compara os atuais resultados com os dados apresentados por BILMES (1999, 2000), FOLKHARD (1984) e PEREIRA (2000), que podem ser vistos conjuntamente na tabela 19. De maneira geral, observa-se que quanto menor a temperatura de interpasse, maior a tenacidade obtida, em função de se aumentar a fração de martensita revenida na soldagem multi-passes.

Tabela 19: Comparativo de tenacidades do metal de solda na condição como soldado

Autor	Temperatura de interpasse [°C]	Tenacidade Charpy medida [J]	Processo de soldagem aplicado	%C no metal de solda
Ilmes	Abaixo de 120°C	73	Arame tubular	0,028
Folkhard	Aproxim. 130°C	33	Eletrodo Revestido	0,028
Pereira	Abaixo de 180°C	50	MIG/MAG arame sólido	0,036
		34	Arame tubular	Não determinado
Presente trabalho	Entre 200-250°C	27 a 42	MIG/MAG arame sólido	Não determinado

Ainda na condição como soldado, constatou-se que a tenacidade é inferior quando se utiliza o gás de proteção Ar-4%CO₂ em relação à mistura Ar-18%He-1%CO₂. Este resultado poderia indicar que o gás de proteção teria alguma influência, como um maior endurecimento da martensita pela absorção de C do gás de proteção, como obtido nos testes em MIG Convencional. Esta possibilidade aparentemente se confirmou nos testes de microdureza das amostras, apresentadas na figura 37. Na condição como soldado, as amostras soldadas com a mistura Ar-4%CO₂ apresentaram as maiores durezas e também as menores tenacidades.

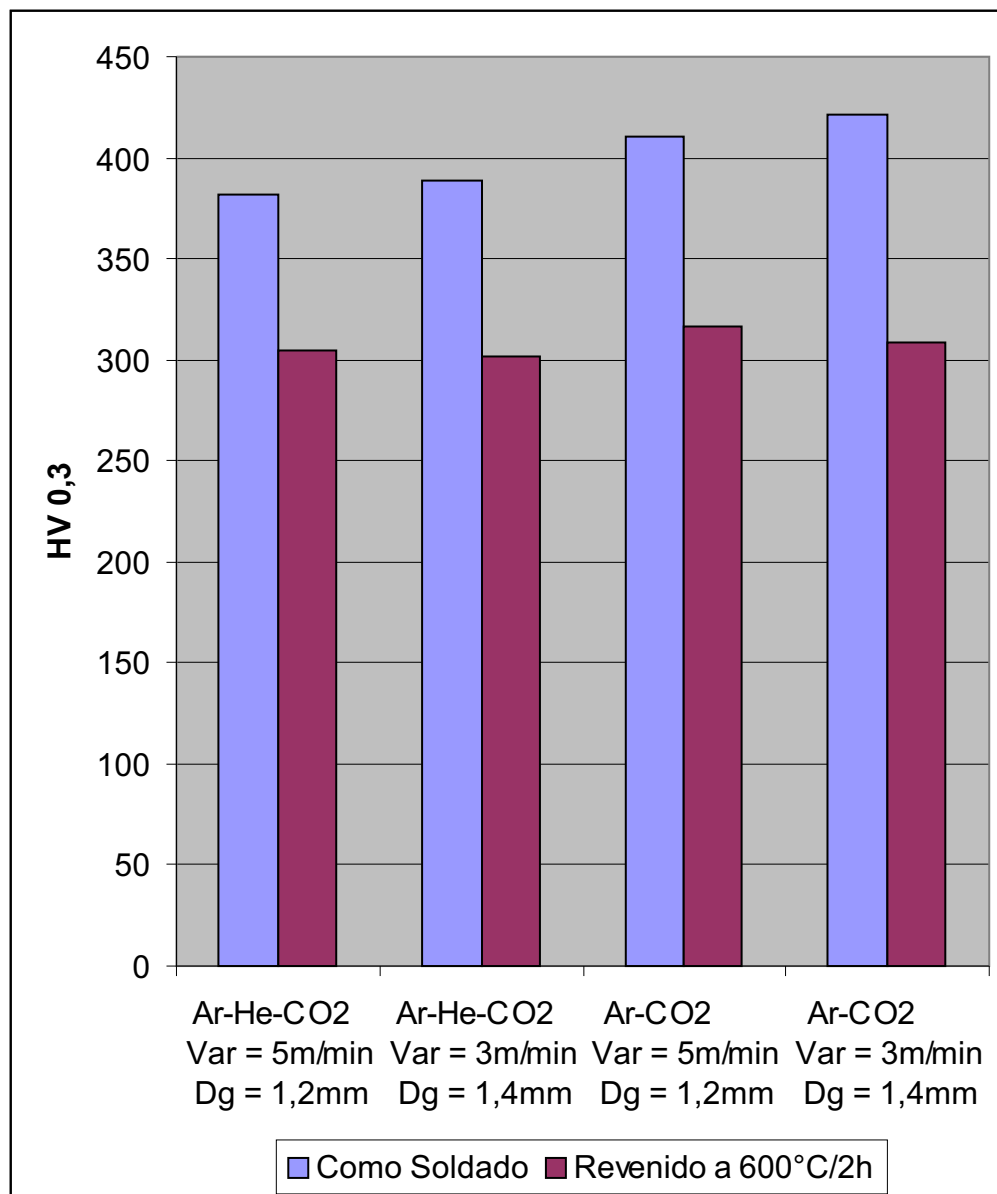


Figura 37: Microdureza Vickers do metal de solda do arame ER410NiMo obtido por MIG Pulsado.

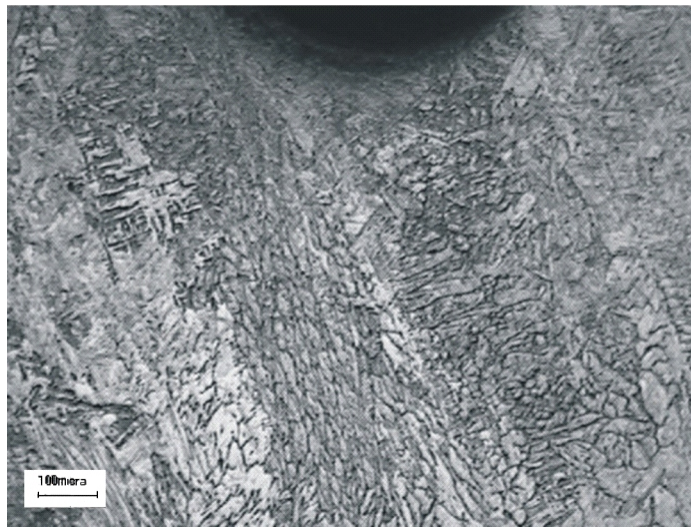
Os valores das durezas, obtidas na condição como soldado, são bastante elevados indicando que a martensita provavelmente não sofreu revenimento nesta condição, o que reforça a suposta soldagem “austenítica”. Comparar os valores obtidos com os dados de outros trabalhos seria incorrer em erros, pois a influência da temperatura de interpasse não seria considerada. Uma estimativa do teor de C das amostras indicadas na figura 37, a partir dos resultados de GOOCH (1995) mostrado na figura 7, apontariam para um teor de C próximo de 0,04%.

Esta estimativa estaria incorreta, pois as temperaturas de interpasse são muito diferentes, impedindo tal procedimento.

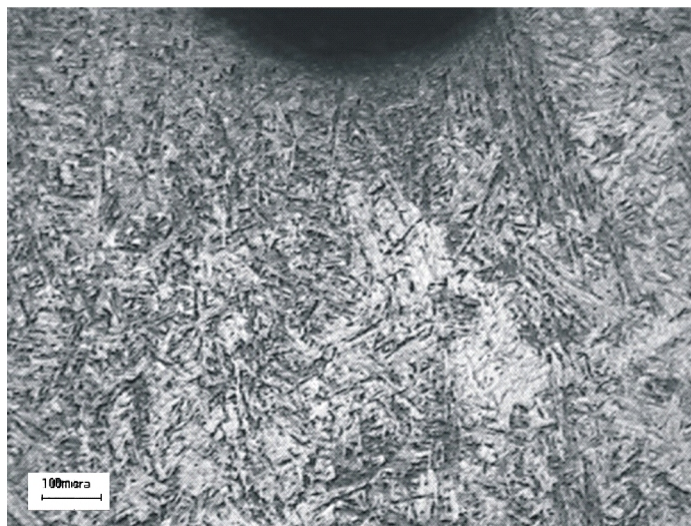
Considerando que o teor de C do arame utilizado no presente trabalho seria de 0,02%, conforme indicado na tabela 8, expectar-se-ia uma dureza menor na condição como soldado. Três fatores poderiam influenciar este resultado: a) a possível incorporação de C pelo metal de solda, proveniente do gás de proteção; b) a elevada temperatura de interpasse utilizada; c) a possibilidade de haver um erro na análise do teor de C do arame utilizado. Destes 3, credita-se aos 2 primeiros a elevada dureza obtida, pois resultados anteriores mostraram que a incorporação de C é possível e a influência da temperatura de interpasse é significativa.

Uma análise da influência da pulsação na tenacidade obtida na condição como soldado não mostra uma clara tendência. A maior tenacidade foi obtida com a mistura Ar-18%He-1%CO₂ e frequência de 39 Hz ($V_{ar} = 5\text{m/min}$, $D_g = 1,2\text{ mm}$) e a menor tenacidade também foi obtida com esta frequência, porém com o outro gás de proteção. Um fator que pode ter influenciado este resultado seria o fato da soldagem ter sido realizada de forma manual. Neste procedimento, o soldador modifica o tecimento em função da velocidade do arame, para obter um cordão de formato adequado. A influência do tecimento foi mostrada por PEREIRA (2000), que obteve diferentes valores de tenacidade para amostras soldadas com ou sem tecimento.

Um resultado que chama a atenção são amostras soldadas com a mistura Ar-18%He-1%CO₂ na condição como soldado. Nestes casos, a maior tenacidade foi a obtida com a menor frequência, porém a dureza também é maior, como pode ser visto nas figuras 36 e 37. Isto contraria a tendência normal, onde uma maior dureza deveria ocasionar uma menor tenacidade. Uma análise da microestrutura destas amostras é mostrada na figura 38, onde se observa a região logo junto ao rasgo em V do corpo de prova Charpy, nota-se que a microestrutura aponta a presença da fase δ , que contribui para a redução da tenacidade, o que explicaria os resultados obtidos.



Ar-18%He-1% CO₂, V_{ar} = 5m/min, D_g = 1,2mm, f = 104 Hz



Ar-18%He-1% CO₂, V_{ar} = 3m/min, D_g = 1,4mm, f = 39 Hz

Figura 38: Microestruturas do metal de solda na condição como soldado utilizando o gás de proteção Ar-18%He-1%CO₂

O revenimento das amostras demonstrou sua eficiência no tocante à recuperação da tenacidade do metal de solda, aumentando-a significativamente em todas as condições testadas. Os valores obtidos, entre 80 a 107 J estão dentro da faixa de tenacidade, apresentados por BILMES (1999, 2000) e FOLKHARD (1984). Interessante notar que a diferença de tenacidade observada na condição como soldado se manteve após o revenimento para as amostras

soldadas com a mistura Ar-18%He-1%CO₂, mostrando a influência da microestrutura inicial.

As amostras soldadas com a mistura Ar-4%CO₂ tiveram seus valores de tenacidade elevados de 26 a 27J para 79 e 92J respectivamente, valores estes próximos aos obtidos para a mistura Ar-18%He-1%CO₂. Desta forma, a baixa tenacidade na condição como soldado atinge valores semelhantes após o revenido. Observa-se ainda que não há mais uma tendência clara quanto à menor tenacidade obtida com a mistura Ar-4%CO₂.

As frações volumétricas e tamanhos médios das inclusões presentes no metal de solda das amostras soldadas com MIG Pulsado são apresentadas na tabela 20. Os dados mostram que as inclusões são muito pequenas, e bem menores que as observadas nas amostras soldadas com MIG/MAG convencional (tabela 15), onde se utilizaram gases de proteção contendo maior fração de CO₂.

Os valores obtidos, quando comparados aos dados de RODRIGUES et al (2003), mostraram que os diâmetros das inclusões são semelhantes, mas a fração volumétrica observada no processo MIG Pulsado resulta valores substancialmente menores que o processo eletrodo revestido (0,3% versus 0,4 a 1,2%).

Apesar do processo MIG Pulsado ter resultado em inclusões pequenas e em menor fração volumétrica que os processos eletrodo revestido e o MIG/MAG convencional, não se observam diferenças consideráveis quando analisamos os conjuntos soldados entre si. Este resultado é interessante, por praticamente isentar as inclusões de influência significativa no valor da tenacidade obtida nas condições como soldado ou revenida.

Assim, apesar de toda expectativa em torno das inclusões e seu efeito sobre a tenacidade, considera-se que as mesmas tiveram pouquíssima influência na tenacidade medida, que depende muito mais das características microestruturais do metal de solda. Este resultado estaria relacionado ao fato das inclusões possuírem diâmetros muito pequenos, que pouco influem nas propriedades mecânicas, conforme apontado por GRONG² (1994).

Outros dados que suportam a pouca influência de inclusões de pequeno diâmetro são os resultados de HENKE (1998), que obteve baixa tenacidade associada a inclusões de grande diâmetro na soldagem pelo processo Eletrodo Revestido.

Tabela 20: Fração volumétrica e diâmetro médio das inclusões observadas no metal de solda obtido pelo processo MIG Pulsado

Condição de soldagem	Fração volumétrica [%]	Diâmetro médio \pm DV [μ m]
Ar-18%He-1%CO ₂ V _{ar} = 5m/min ; D _g = 1,2m/min	0,33	0,69 \pm 0,42
Ar-18%He-1%CO ₂ V _{ar} = 3m/min ; D _g = 1,4m/min	0,30	0,62 \pm 0,43
Ar-4%CO ₂ V _{ar} = 5m/min; D _g = 1,2m/min	0,31	0,60 \pm 0,39
Ar-4%CO ₂ V _{ar} = 3m/min; D _g = 1,4m/min	0,32	0,60 \pm 0,39

O processo de soldagem aparentemente afeta a tenacidade, como mostram os dados apresentados por FOLKHARD (1984) na tabela 3 e PEREIRA (2000) na tabela 19. FOLKHARD (1984) mostra variação significativa da tenacidade para os processos Eletrodo revestido, MIG/MAG e TIG, enquanto PEREIRA (2000) acusa diferenças entre os processo MIG/MAG com arame sólido ou tubular. Estas diferenças são atribuídas à variação no teor de C do metal de solda, entretanto a possibilidade da influência das inclusões foi indicada por Pereira (2000) para a diferença entre os arames sólidos e tubulares utilizados em seu trabalho.

Ao analisar os diversos resultados obtidos e confrontá-los com os logrados por outros trabalhos, verifica-se que a tenacidade do metal de solda atingida com arame ER410NiMo ou similar é dependente de diversos fatores. Influem no resultado a temperatura de interpasse, o teor de C do metal de solda, a morfologia dos grãos, o processo de soldagem, a composição do gás de proteção, as variáveis do processo de soldagem utilizado e a presença de inclusões. Diante deste quadro, é muito difícil estabelecer qual destes predomina sobre os demais, de forma que a definição de um procedimento de soldagem para obtenção de melhor tenacidade exige cuidados redobrados.

Quanto à aplicabilidade do processo MIG/MAG, verificou-se que há uma grande influência da composição do gás de proteção. Misturas contendo maiores teores de CO₂ afetaram a presença de inclusões no processo MIG Convencional, entretanto para as misturas Ar-4%CO₂ e Ar-18%He-1%CO₂ apresentaram pouca

influência neste quesito, na soldagem com MIG Pulsado. Apesar de ter-se obtido maior tenacidade para a mistura Ar-18%He-1%CO₂, este comportamento não é absoluto em relação à mistura Ar-4%CO₂, havendo aí a influência da microestrutura do metal de solda. Quanto à pulsação, os dados não convergem tendenciosamente, apesar de observadas diferenças. Neste caso, deve-se considerar a dificuldade em se separar qual fator estaria determinando a diferença na tenacidade obtida e a pequena quantidade de experimentos realizados para obtenção da tenacidade Charpy.

5. Conclusões

A partir dos resultados obtidos foi possível concluir:

a) Em relação ao processo MIG/MAG convencional

- A utilização de gases de proteção contendo diferentes teores de CO_2 promove alterações nas propriedades mecânicas do metal de solda;
- Gases de proteção contendo maiores frações de CO_2 acarretam a incorporação de quantidades crescentes de C no metal de solda, elevando sua dureza;
- A formação de inclusões tipo óxido mostrou-se dependente do gás de proteção utilizado; maiores inclusões com maior fração volumétrica foram observadas para o CO_2 puro; estas inclusões diminuem de tamanho e de fração volumétrica conforme o gás de proteção apresenta menor fração de CO_2 ;

b) Em relação ao processo MIG Pulsado

- A condição de UGPP para o arame ER410NiMo de 1,2mm de diâmetro foi conseguida para uma corrente de pulso I_p de 300 A e tempos de pulso entre 5,5 a 6,0 ms, para diâmetros de gota de 1,2 e 1,4mm;
- A morfologia dos cordões obtidos com relação $V_{ar}/V_{soldagem}$ constante variou em função da V_{ar} e do D_g . Maior molhabilidade e diluição foram alcançadas com maiores V_{ar} e menores D_g ;
- A tenacidade do metal de solda, na condição como soldado foi afetada pelo gás de proteção utilizado, tendo atingido maior tenacidade para o gás de proteção Ar-18%He-1% CO_2 em relação a mistura Ar-4% CO_2 . Este resultado estaria relacionado ao maior endurecimento promovido pela mistura Ar-4% CO_2 , em função da maior fração de CO_2 presente neste gás de proteção;
- Uma análise conjunta das tenacidades medidas no metal de solda, na condição como soldado, com os trabalhos de outros autores evidencia a importância do controle da temperatura de interpasse. Quanto menor a temperatura de interpasse utilizada, maior deverá ser a tenacidade, considerando aí somente a presença de martensita revenida em soldas multi-passes;

- O TPP de revenimento a 600 C/2h modificou substancialmente a tenacidade e a dureza em relação à condição como soldado. Houve um aumento significativo da tenacidade e redução da dureza em todas as amostras. A relação entre dureza e tenacidade não se manteve em todas as condições testadas, mostrando haver influência da microestrutura resultante;
- Dentro das condições de MIG Pulsado testadas para os gases de proteção – Ar-18%He-1%CO₂ e Ar-4%CO₂, foram observadas inclusões de pequeno diâmetro (0,6 m) e pequena fração volumétrica (0,3%) para todas as amostras, que são bem menores e em menor fração volumétrica em relação às obtidas nos testes com MIG convencional com misturas Ar-8%CO₂, Ar-20%CO₂ e CO₂ puro;
- O fato das inclusões no processo MIG Pulsado possuírem diâmetros e frações volumétricas semelhantes em todas as amostras indica que a diferença de tenacidade obtida não pode ser atribuída às inclusões;
- Uma análise geral de todos os resultados, e de demais trabalhos, indicam que a tenacidade do metal de solda obtido com o arame ER410NiMo ou similares na condição como soldado, depende de diversos fatores, tais como a temperatura de interpasse, o teor de C do metal de solda, a morfologia dos grãos, o processo de soldagem, a composição do gás de proteção, as variáveis do processo de soldagem utilizado e a presença de inclusões. Entre estes fatores há aqueles que aparentemente têm maior influência, como a temperatura de interpasse e o teor de C do metal de solda. A existência de tantos fatores dificulta uma análise isolada, fato este evidente nos diversos trabalhos desenvolvidos.

6 - Sugestões para futuros trabalhos

- Examinar criteriosamente a influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda, na condição como soldado, a partir de ensaios dilatométricos para determinação de M_s ;
- Estudar a formação de inclusões no processo de soldagem com eletrodo revestido e sua relação com a tenacidade;
- Avaliar a incorporação de C, pelo metal de solda, para gases contendo baixo teor de CO_2 , sob diferentes condições no processo MIG Pulsado.

7 - Bibliografia

ASTM A 743 93 Standard Specification for Castings, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general application.

BÁLSAMO, P. S. S.; VILARINHO, O. L.; SCOTTI, A. Deteminação Criteriosa dos Parâmetros de Pulso para Soldagem MIG Pulsada em Alumínio e Aço Inoxidável. ANAIS DO XXV ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Belo Horizonte, 1999.

BARRA, S. R. Influência dos Procedimentos de Soldagem Sobre a Resistência à Cavitação de Depósitos Obtidos com a Utilização de Arames Tubulares de Aços Inoxidáveis Ligados ao Cobalto. – Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 1998.

BARRA, S. R. Influência do Processo MIG/MAG Térmico sobre as Propriedades Microestruturais e Mecânicas da Zona Fundida – Tese de doutorado Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 2003.

BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LIORENTE, C. L. Characteristics and Effects of Austenite Resulting From Tempering of 13Cr – NiMo Martensitic Steel Weld Metals. **Materials Characterization** **46**, .2001,285-296

BILMES, LIORENTE, C. L.; IPIÑA, J.P. Toughness and Microstructure of 13NiMo High-Strength Steel Welds. **Journal do Materials Engineering and Performance**. 2000.

CRAWFORD, J. D. CA 6NM An aupdate. **29th annual Steel Founders' Society of America Techninical and Operating Conference**. 1974.

FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. **Springer-Verlag Wien**; New York, 1984.

GOOCH, T. G. Heat Treatment of Welded 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steelfor Sour Service. **Welding Research Supplement**. 1995.

GRONG¹, Metallurgical Modelling of Welding. **The University of Trondheim**, Noruega. 1992.

HEATHCOOCK, C. J., PROTHEROE, B. E. Cavitation Erosion of Stainless Steels. **Elsevier Sequoia**. Nova Zelândia, 1982, 311-327

HENKE, S.L. Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem de Aço Inoxidável Martensítico Macio tipo CA 6NM Sem tratamento Térmico Posterior - Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 1998.

HERMANN-J. N. State of Development of soft Martensitic Stainless Chromium-Nickel Steels. **119th General Session of the Materials Committee of VDEh**, 1977.

LAGARES, M. L.; SCOTTI, A. Implementação do Processo MIG Pulsado para Soldagem de Aço Inoxidável de Componente automotivo – Parte 1. **1º COBEF**. Curitiba, 2001.

LAMBERT, P. SIMONEAU, P. L.; DICKSON, J. I.; L'ESPERÉNCIE, G. Cavitation Erosion and Deformation Mechanisms of Ni and Co Austenitic Stainless Steels. **Elsevier**, Cambridge, 1987.

LIAO, M. T.; CHEN, W.J. The effect of Shielding-Gas Compositions on the Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Weldments. **Materials Chemistry and Physics**, 55 (1998) 145-151.

MIRANDA, H. C.; FERRARESI, V. A. Identificação da Transferência Metálica na Soldagem MIG/MAG Pulsada de aço Inoxidável a Partir de um Sensor Ótico. **2º COBEF**, Uberlândia, 2003.

MOHANDAS, T.; REDDY, G. M. A Comparison of Continuous and Pulse Current Gas Tungsten Arc Welds of an Ultra High Strength Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 69 (1997) 222-226.

NOVICKI, N. Caracterização da Tenacidade à Fratura do Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM Temperado e Revenido e em Juntas Soldadas sem TTPS – Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPR, Curitiba, 2002.

PEREIRA, A. S. Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços inoxidáveis Martensíticos com Metal de adição Similar se TTP. – Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 2000.

PROCOPIACK, L. A. Resistência à Cavitação de Três Revestimentos Soldados.- Dissertação de mestrado, Florianópolis, 1995.

RICHARDSON, I. M.; BUCKNALL, P. W.; STARES, I. The Influence of Power Source Dynamics on Wire Melting Rate in Pulsed GMA WELDING. **Welding Research Supplement**, 1994.

RICHMAN, R. H.; MCNAUGHTON, W. P. Correlation of Cavitation Erosion Behavior with Mechanical Properties of Metals. **Elsevier Sequoia**, Nova Zelândia, 1990.

RODRIGUES, C. E. A. L.; FARIAS, J. P.; GUIMARÃES, R. F.; SILVA, C. C. Inclusões e Ferrita no Metal de Solda de Eletrodos Inoxidáveis Austeníticos: Avaliação de Fabricantes Disponíveis no Mercado Brasileiro. **2º COBEF**, Uberlândia, 2003.

SANTOS, J. °,Controlled Transfer MIG Welding of Stainless Steel - Phd Thesis, **Cranfield Institute Technology**, Cranfield, UK, 1986.

SANTOS, R. L. C., Deposição por Plasma de Arco Transferido com Corrente Contínua Pulsada.- Dissertação de mestrado, Curitiba, 2003.

TSENG, K. H.; CHOU C. P. The effect of Pulsed GTA Welding on the Residual Stress of a Stainless Steel Weldment. **Materials Processing Technology**, 2002.

Mohandas, T. ; Reddy, G. Madhusudhan : A comparison of continuous and pulse current gas tungsten arc welds of an ultra high strength steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 69 (1997), 222-226.

UEGURI, S.; HARA, K. Study of Metal Transfer in Pulsed GMAW. 242 - 250 **Welding Journal**, Agosto, 1985